



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV KONSTRUOVÁNÍ

INSTITUTE OF MACHINE AND INDUSTRIAL DESIGN

**ZPRACOVÁNÍ AL-SC HLINÍKOVÉ SLITINY TECHNOLOGIÍ
SLM**

PROCESSING OF AL-SC ALUMINUM ALLOY USING SLM TECHNOLOGY

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Daniel Skulina

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D.

BRNO 2017

Zadání diplomové práce

Ústav:	Ústav konstruování
Student:	Bc. Daniel Skulina
Studijní program:	Strojní inženýrství
Studijní obor:	Konstrukční inženýrství
Vedoucí práce:	doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D.
Akademický rok:	2016/17

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Zpracování Al–Sc hliníkové slitiny technologií SLM

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Aditivní technologie výroby kovových materiálů se v posledních 10 letech výrazně rozšiřují do řady průmyslových odvětví, avšak jejich širší aplikace je stále omezena portfoliem dostupných a ověřených materiálů. Technologie Selective Laser Melting patří mezi nejrozšířenější, avšak i pro tuto technologii je v současné době ověřeno jen přibližně 25 materiálů. Rozšíření portfolia zpracovatelných materiálů umožní kvalifikaci SLM procesu pro další průmyslově zpracovávané komponenty.

Typ práce: výzkumná

Projekt: specifický vysokoškolský výzkum

Cíle diplomové práce:

Hlavním cílem je objasnit vliv jednotlivých procesních parametrů při zpracování hliníkové slitiny AlMg2.9Sc1.1Zr0.4Mn0.18 technologií Selective Laser Melting na výslednou porozitu materiálu a jeho mechanické vlastnosti.

Dílčí cíle diplomové práce:

- definovat materiálové vlastnosti srovnatelných slitin,
- navrhnout experimentální tělesa, metody testování a vyhodnocení,
- navrhnout výrobní strategie a rozsahy ověřovaných parametrů,
- experimentálně popsat vlivy jednotlivých parametrů a strategií.

Požadované výstupy: publikace, průvodní zpráva, fotografická dokumentace, laboratorní protokol, digitální data.

Rozsah práce: cca 72 000 znaků (40 – 50 stran textu bez obrázků).

Struktura práce a šablona průvodní zprávy jsou závazné:

http://dokumenty.uk.fme.vutbr.cz/BP_DP/Zasady_VSKP_2017.pdf

Seznam doporučené literatury:

SCHMIDTKE, K., F. PALM, A. HAWKINS a C. EMMELMANN. Process and Mechanical Properties: Applicability of a Scandium modified Al-alloy for Laser Additive Manufacturing. Physics Procedia. 2011, roč. 12, s. 369–374. ISSN 1875-3892. Získáno z: doi:10.1016/j.phpro.2011.03.047

JÄGLE, E., Z. SHENG, L. WU, L. LU, J. RISSE, A. WEISHEIT a D. RAABE. Precipitation Reactions in Age-Hardenable Alloys During Laser Additive Manufacturing. JOM . 2016, roč. 68, č. 3, s. 943–949. ISSN 1047-4838. doi:10.1007/s11837-015-1764-2

SCHMIDTKE, K. et. al. Laser Additive Manufacturing of ScalmalloyRP®: Fracture and Fatigue Behaviour. In: EUCOMAS [online]. 2012, s. 11

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Martin Hartl, Ph.D.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

Diplomová práce se zabývá experimentálním určením procesních parametrů pro dosažení relativní hustoty více než 99 % u hliníkové slitiny legované scandiem (Scalmalloy®) při zpracování technologií SLM. Slitina dosahuje vyšších mechanických vlastností než běžně používaná slitina hliníku AlSi10Mg. Teoretická část práce pojednává především o doposud dosažených výsledcích slitiny Scalmalloy®. Na základě teoretické části byly navrženy experimentální tělesa, metodika testování a způsob vyhodnocování. Praktická část je rozdělena na čtyři hlavní etapy: experimentální určení procesních parametrů, popis vlivu použitých parametrů na dosaženou relativní hustotu, zkoumání vlivu procesních parametrů na kvalitu povrchu a mechanické testování. Pro nejlepší parametry byly stanoveny mechanické vlastnosti.

KLÍČOVÁ SLOVA

Selective Laser Melting (SLM), prášek, scandium, slitiny hliníku, Scalmalloy®, mechanické vlastnosti, mikrostruktura

ABSTRACT

Master's thesis deals with the experimental determination of process parameters reaching densities >99 % for scandium modified aluminium alloy (Scalmalloy®) processed by SLM. The alloy achieves higher mechanical properties than the AlSi10Mg aluminum alloy commonly used. The theoretical part deals mainly with the results of Scalmalloy® alloys. Experimental bodies, testing methodology and evaluation method were designed on the basis of the theoretical parts,. The practical part is divided into four main stages: experimental determination of process parameters, a description of the effect of the parameters used on the relative density achieved, examination of the influence of process parameters on surface quality and mechanical testing. The mechanical properties were determined for the best parameters.

KEY WORDS

Selective Laser Melting (SLM), powder bed, scandium, aluminium alloy, Scalmalloy®, mechanical properties, microstructure

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

SKULINA, D. *Zpracování Al-Sc hliníkové slitiny technologií SLM*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 85 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D..

PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych chtěl poděkovat vedoucímu diplomové práce, panu doc. Ing. Danielovi Koutnému, Ph.D., za podnětné návrhy k práci, poskytnutí velmi cenných rad a směřování správným směrem pro úspěšné dokončení diplomové práce. Další dík patří Bc. Filipu Rušarovi za rady související s obsluhou výrobního zařízení.

ČESTNÉ PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že diplomovou práci *Zpracování Al-Sc hliníkové slitiny technologií SLM* jsem vypracoval samostatně, pod vedením vedoucího diplomové práce doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D.. Současně prohlašuji, že jsem v seznamu použité literatury uvedl veškeré použité literární zdroje.

V Brně dne 19. května 2017

.....
Bc. Daniel Skulina

OBSAH

1. ÚVOD	13
2. PŘEHLED SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ	15
2.1 Technologie Selective Laser Melting	15
2.1.1 Strategie skenování povrchu	15
2.1.2 Fyzikální procesy při použití technologie SLM	18
2.1.3 Procesní parametry	19
2.2 Procesy ovlivňující výslednou kvalitu vyrobeného dílu	20
2.2.1 Balling efekt	20
2.2.2 Drsnost povrchu	21
2.2.3 Porozita v díle	22
2.3 Hliníková slitina Scalmalloy®	25
2.3.1 Výroba prášku atomizací taveniny plynem	25
2.3.2 Uplatnění v praxi	25
2.3.3 Výroba a analýza prášku	26
2.3.4 Objemové vzorky	27
2.3.5 Analýza mikrostruktury	29
2.3.6 Tepelné zpracování	29
2.3.7 Mikrotvrdość podle Vickerse	31
2.3.8 Statická tahová zkouška	31
2.3.9 Vyhodnocení únavové zkoušky	34
3. ANALÝZA PROBLÉMU A CÍL PRÁCE	37
3.1 Materiálové vlastnosti hliníkových slitin	37
4. MATERIÁL A POUŽITÉ METODY	41
4.1 Testovaný prášek Scalmalloy®	41
4.2 Experimenty a použité zařízení	42
4.2.1 Objemové vzorky	42
4.2.2 Příprava a vyhodnocení objemových vzorků	43
4.2.3 Vyhodnocení porozity	43
4.2.4 Měření drsnosti povrchu profilometrem Bruker Contour GT-X8	44
4.2.5 Testování mechanických vlastností	45
4.2.6 Tepelné zpracování – precipitační vytvrzování	46
4.2.7 Výrobní zařízení SLM 280 ^{HL}	47
5. VÝSLEDKY	49
5.1 Distribuce částic	49
5.2 Objemové vzorky	50
5.3 Analýza mikrostruktury	59
5.4 Analýza struktury povrchu	60
5.5 Test mechanických vlastností	64
5.5.1 Dynamická zkouška tvrdosti materiálu	64
5.5.2 Statická tahová zkouška	65
6. DISKUZE	69
7. ZÁVĚR	73
8. SEZNAM OBRÁZKŮ A GRAFŮ	75
9. SEZNAM TABULEK	77
10. SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ	79

11. SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	81
12. SEZNAM PŘÍLOH	85
13. PŘÍLOHY	87

1. ÚVOD

Aditivní technologie se za posledních několik let stále rozšiřuje a její výhoda spočívá v rychlosti výroby požadované součásti. Aditivní výroba expanduje do řady průmyslových odvětví a může sloužit nejen pro vyhotovení prototypu, ale i pro výrobu funkční součásti. Umožňuje vyrobit součást s komplexní geometrií, odlehčenou strukturou, dutin, tvarových vnitřních otvorů, které nelze nebo lze obtížně dosáhnout konvenční technologií výroby (obr. 1-1). U konvenční technologie výroby se geometrie výrobku určuje odebráním třísky materiálu (obrábění) nebo přetvořením polotovaru (tváření). V aditivní technologii je prudce expandující metoda Selective Laser Melting (SLM). Princip této metody spočívá ve spékání prášku pomocí výkonného laseru. Omezení použitého materiálu spočívá v jeho fyzikálních vlastnostech, proto je nezbytné experimentálně ověřit vhodnost daného materiálu na daném SLM zařízení. V případě aditivní technologie je dosaženo stejných, ne-li lepších mechanických vlastností u vyrobeného dílu.



Obr. 1-1 Ukázka komplexního tvaru vyrobeného aditivní cestou ze slitiny Scalmalloy® [1]

Scalmalloy® je hliníková slitina speciálně navržena pro aditivní technologii výroby. Zlepšení mechanických vlastností je dosaženo přidáním legujících prvků magnesia (Mg), scandia (Sc) a zirconia (Zr) [1]. Uplatnění slitiny bude především firmou Airbus, která je držitelem patentu a v blízké budoucnosti chce slitinu využít pro výrobu komponent do svých komerčních letadel.

U zpracování vysokopevnostních hliníkových slitin technologií SLM je potřeba si ujasnit schopnost jejich svařování, znát správné chemické složení dané slitiny a navrhnout optimální procesní parametry. Na základě toho je cílem této diplomové práce experimentálně stanovit procesní parametry tak, aby byla dosažena maximální relativní hustota. S dosažením maximální relativní hustoty lze očekávat dosažení maximálních mechanických vlastností. Stanovení procesních parametrů bude probíhat na výrobním zařízení SLM 280^{HL} firmy SLM Solutions GmbH, který je vybaven 400 W ytterbitovým laserem (YLR). [2]

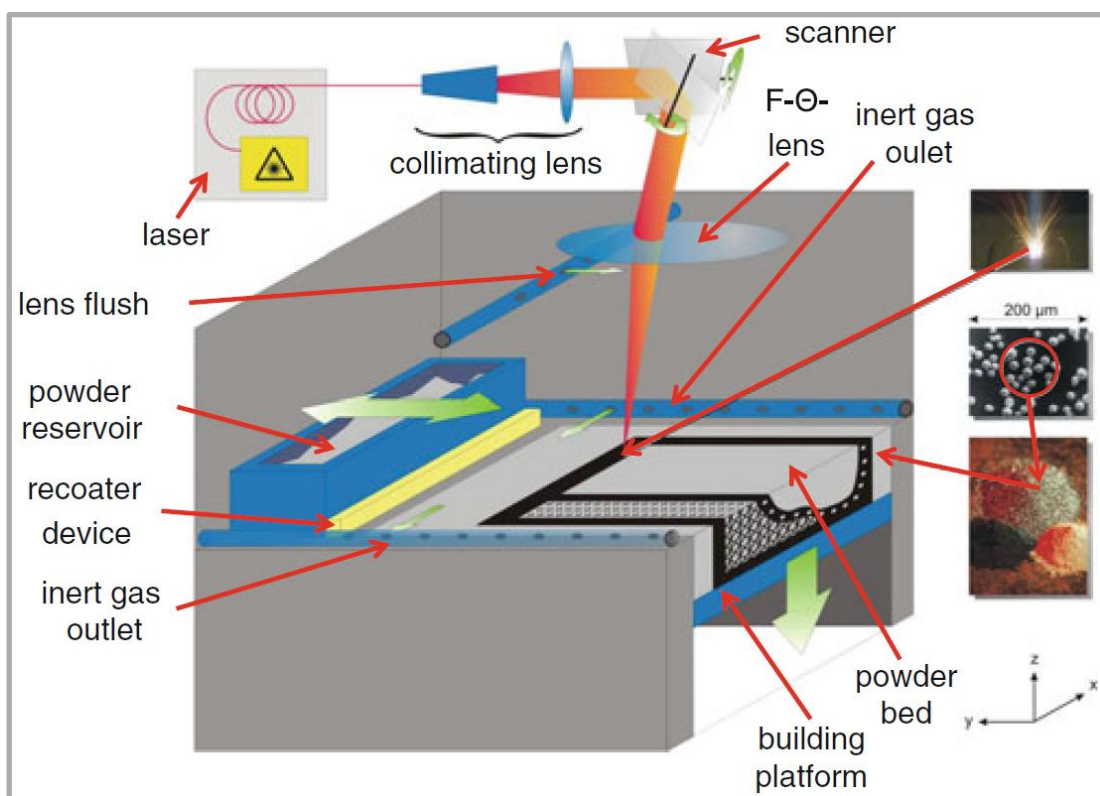
2. PŘEHLED SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ

2

2.1 Technologie Selective Laser Melting

2.1

SLM je technologie umožňující výrobu dílů, prototypů nebo testovacích vzorků s komplexní geometrií nebo vnitřní strukturou a umožňuje tak nové konstrukční cesty [3]. Materiál použitý pro výrobu je ve formě prášku a obsahuje jemné částice o velikosti zrn (10–60) μm , který je roztaven pomocí výkonového YLR laserového paprsku ($\lambda = 1060 \text{ nm}$) a vznikají tak plně homogenní díly. Stejně jako u většiny metod Rapid Prototyping (RP) je CAD model rozdělen na jednotlivé vrstvy. Pro každou z vrstev je vygenerována dráha laseru, její parametry a takto upravený soubor je nahrán do výrobního zařízení, které zhotoví danou součást. Technologie je zejména využívána v leteckém, vesmírném, automobilovém nebo lékařském průmyslu. Součásti vyrobené metodou SLM mohou mít tenké stěny, dutiny uvnitř součástí, což při výrobě konvenčními metodami nelze dosáhnout. [4]



Obr. 2-1 Princip technologie SLM [5]

2.1.1 Strategie skenování povrchu

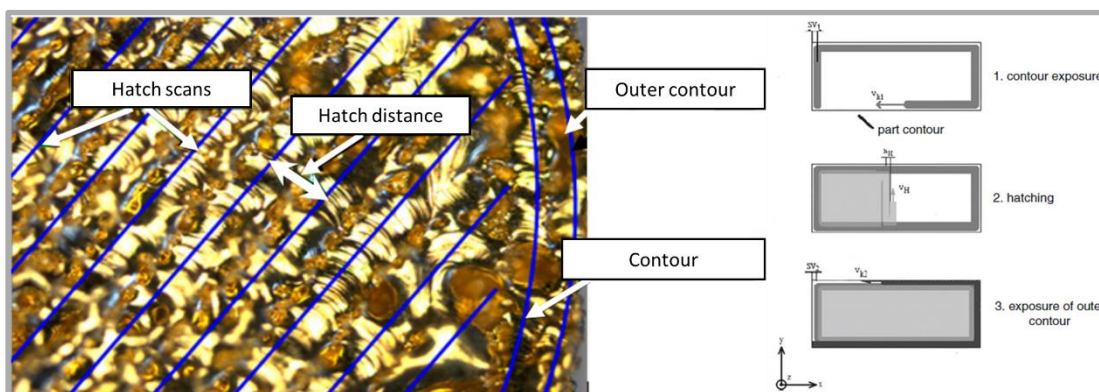
2.1.1

Strategie skenování povrchu reprezentuje dráha trajektorie laseru v jednotlivých vrstvách. Volbou skenovací strategie je možné ovlivnit množství pórů, mikrostrukturu povrchu a drsnost povrchu [6]. Většina výrobních SLM zařízení využívá modifikovaných strategií skenování, u kterých se zvláště skenuje kontura a vnitřní šrafování [5].

Pro skenování kontur se používá jiné nastavení procesních parametrů než pro šrafování. U výrobních zařízení se standardně využívá pro skenování jednotlivé vrstvy následujícího postupu:

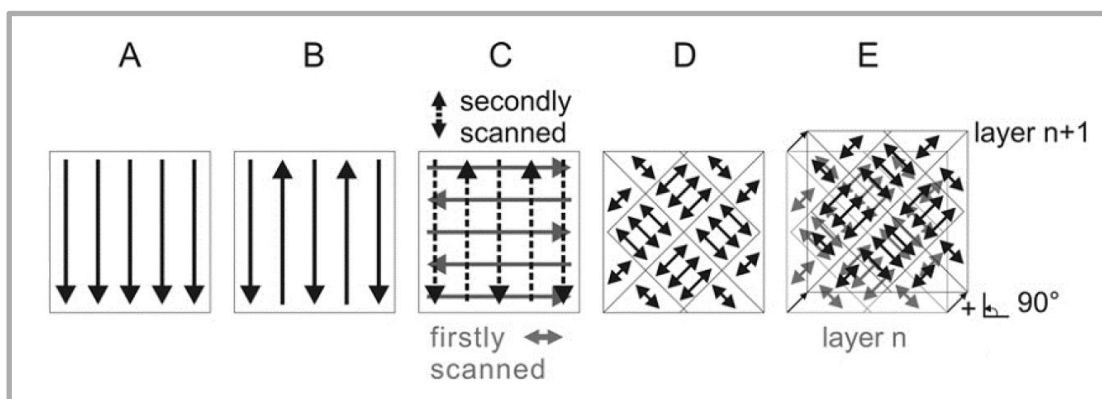
1. Skenování spojovací kontury
2. Skenování vnitřního šrafování
3. Skenování obvodové kontury

Při prvním skenování je vyhotovena spojovací kontura, která tvoří rozhraní mezi vnitřním šrafováním a obvodovou konturou. Během druhého kroku dochází ke skenování vnitřního šrafování a jednotlivé dráhy laseru jsou od sebe posunuty o parametr *Hatch distance* (šrafovací vzdálenost), přičemž tato hodnota musí být menší než šířka vyhotoveného návaru a větší než průměr paprsku laseru. U vnitřního šrafování se využívá příslušná skenovací strategie (obr. 2-3). Třetím krokem je vyhotovena obvodová kontura součásti, jejíž střed dráhy laseru je posunut o polovinu šířku návaru, a to z důvodu kompenzace rozměru obrysu. [5]



Obr. 2-2 Optický snímek vyhotovené vrstvy (vlevo) [7], postup skenování (vpravo) [5]

Vyhotovený díl po procesu SLM obsahuje vnitřní zbytkové napětí způsobené v důsledku vysokého teplotního gradientu vzniklé rychlým ochlazením v průběhu procesu výroby [8]. Ke snížení tohoto napětí přispívá zvýšení teploty stavěcí platformy. Další možností je následné tepelné zpracování, které může snížit zbytkové napětí až o 70%. Zbytkové napětí lze eliminovat také použitím pokročilé skenovací strategie, která vede také ke snížení povrchové porozity [5].



Obr. 2-3 Skenovací strategie pro výrobu SLM modelů [9]

A. Unidirectional (jednosměrná)

V každé vrstvě je prášek taven pouze jednou ve stejném směru. Na hranicích návarů se můžou objevit oxidace a shluky pórů (obr. 2-4).

B. Bidirectional (obousměrná)

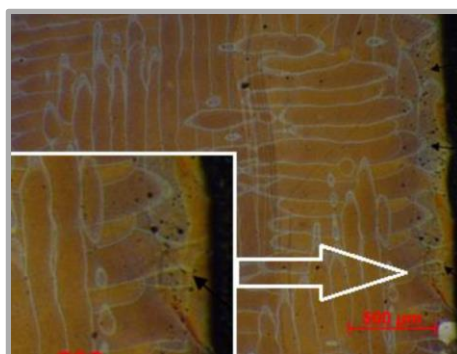
V každé vrstvě je prášek taven v obou směrech. Na hranicích návarů se můžou objevit oxidace a shluky pórů.

C. Remelting 90° rotation (obousměrná s pootočením o 90°)

Směrové vektory ve vrstvě n+1 jsou otočeny o úhel 90° proti směrovým vektorům v přechozí vrstvě n. Díky této strategii dochází ke snížení pórovitosti.

D. Island strategy with 90° rotation (Island strategy s 90° pootočením)

Každá vrstva je rozdělena na čtverce tvořící šachovnici. Postup skenování políček je v náhodném pořadí, čímž dojde ke snížení zbytkového napětí v součásti.

E. Island strategy with 90° rotation and shifted (Island strategy s 90° pootočením a posunutím)

Obr. 2-4 Shluk pórů na hranicích návarů [9]

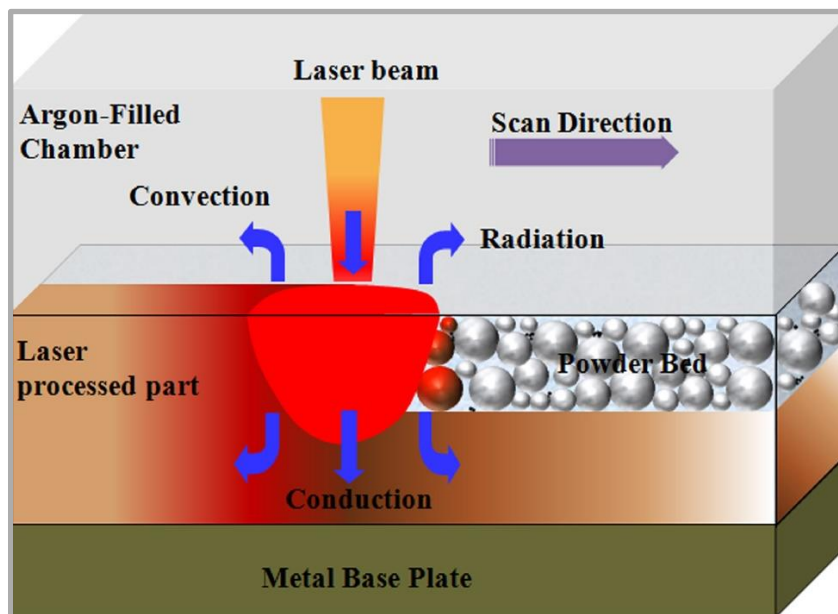
2.1.2

2.1.2 Fyzikální procesy při použití technologie SLM

Optická část usměrňuje energii laserového paprsku přímo do prášku, kde leží objekt výroby [10]. Jakmile částice prášku absorbují energii laseru, začnou se ohřívat na teplotu tání. Dochází k jejich zkapaštění, slučují se a vytvářejí tavnou lázeň.

Volné elektrony v částicích prášku jsou uvedeny do pohybu pomocí absorbované energie, teplota prášku se zvyšuje a tepelná energie se šíří difuzí. Zároveň tyto elektrony předávají energii ostatním elektronům, iontům a defektům krystalické mřížky (dislokace, hranice zrn). Jakmile prášek mění svůj stav, mění se hodnota jeho absorpce (prudce narůstá a mění se nelineárně s teplotou). Přenos tepla v tavenině je zprostředkován difuzí a prouděním. Vyzařování a proudění tepla z taveniny na povrch je zanedbatelné, jelikož přebytek tepla v tavenině se rozptýlí do okolního prášku vedením. Tavná lázeň se chová stabilně, ale působí v ní silné termální síly: tepelně-kapilární síly a chemické řízení proudění difuze. Tvar tavné lázně (šířka, délka, povrchová nerovnost) se mění následně tak dlouho dokud obsahuje tekutou fázi, tedy do doby, než dojde ke ztuhnutí. [11]

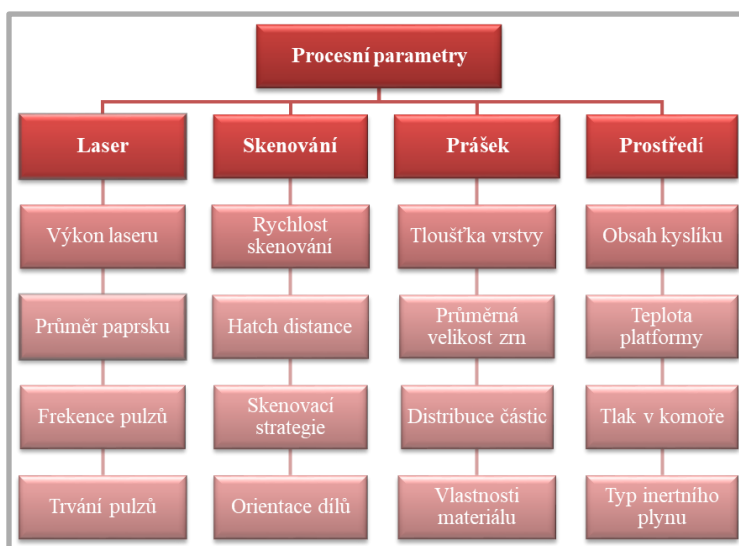
Interakce paprsku laseru a prášku je ovlivněna hustotou energie, vlnovou délkou vyzařovaného paprsku, délkou trvání záření a dále termodynamickými fyzikálními vlastnostmi použitého prášku. Se zvyšující se vlnovou délkou laseru je reflektivita kovů větší a zároveň klesá schopnost absorpce, přičemž záleží na úhlu dopadu laserového paprsku [10]. Reflektivita, absorptivita a rozptyl radiace je závislý na geometrii částic prášku (různá velikost zrn, tvar a tvrdost).



Obr. 2-5 Teplotní jevy při procesu SLM [10]

2.1.3 Procesní parametry

Procesní parametry mají vliv na výsledné vlastnosti vyrobeného dílu a jsou vzájemně závislé. Jako hlavní procesní parametry důležité pro řešení diplomové práce budou: výkon laseru, skenovací rychlost, šrafovací vzdálenost a tloušťka vrstvy prášku. Tyto základní parametry jsou zahrnuty ve výpočtovém vztahu pro objemovou hustotu energie laseru (2-1), kterou je potřeba nastavit pro dosažení maximální relativní hustoty vyrobeného dílu.



Obr. 2-6 Procesní parametry technologie SLM [12]

Objemová hustota energie

K dostatečnému roztavení částic prášku a vytvoření tavné lázně je potřeba přivést takové množství objemové energie, které je určeno následujícím vztahem. Z rovnice vyplývá, že za předpokladu konstantní tloušťky nanášené vrstvy a parametru šrafovací vzdálenost, je objemová hustota energie nejvíce závislá na výkonu laseru a skenovací rychlosti. Pro zkrácení výrobního času se využívá vyšších skenovacích rychlostí a tím pádem je potřeba navýšit vstupující objemovou energii [5]. Na základě toho musí být výkon laseru nastaven tak, aby nebyla teplota taveniny příliš vysoká a nedocházelo k nárůstu pórovitosti materiálu nebo rozptýlu taveniny v průběhu procesu. Při správných parametrech je proces tavení stabilní a dochází k tvorbě homogenní vrstvy.

$$E_v = \frac{P_L}{\Delta y_H \cdot v_s \cdot t_L} \quad (2-1)$$

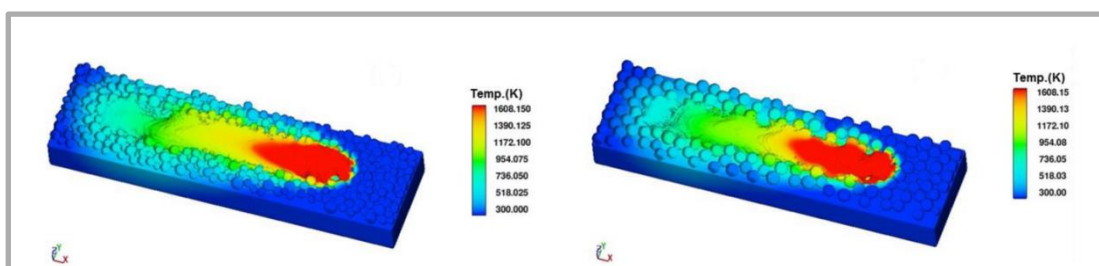
kde:

E_v	$\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$	- objemová hustota energie
P_L	W	- výkon laseru
v_s	$\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$	- skenovací rychlost
Δy_H	μm	- šrafovací vzdálenost
t_L	mm	- tloušťka vrstvy prášku

2.2 Procesy ovlivňující výslednou kvalitu vyrobeného dílu

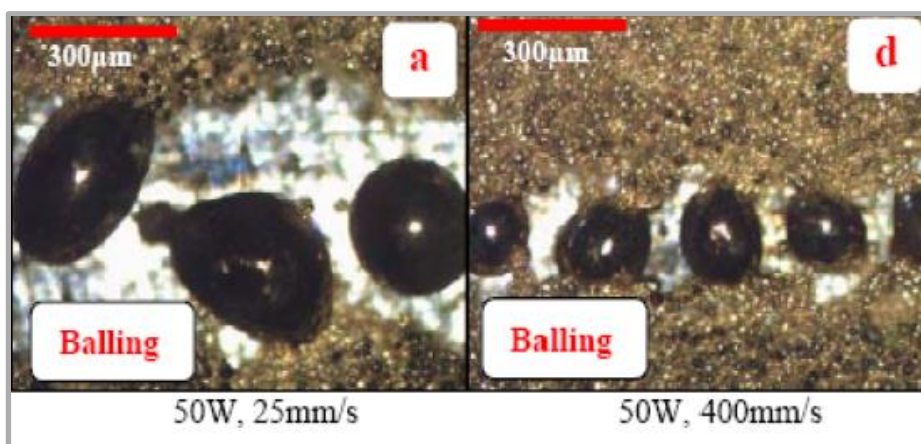
2.2.1 Balling efekt

Balling efekt vzniká při nestabilním toku roztaveného kovu na vrstvě tuhé fáze. Roztavená část kovu obsahuje drobné částice, které vedou ke zhoršení homogenity dílu a tudíž ke snížení jeho kvality [13]. Následkem ballingu je snížená přilnavost roztavené vrstvy, tvorba pórů ve vyrobeném dílu a vznik nehomogenních vrstev. Faktory ovlivňující tvorbu ballingu jsou: plocha a objem tavné lázně, potřebný čas pro ochlazení lázně a doba tuhnutí (delší čas vede k tvorbě ballingu) a nakonec distribuce velikosti částic. Prášek obsahující malé frakce částic vytváří tavnou lázeň se spojitějším obrysem (obr. 2-7). [14]



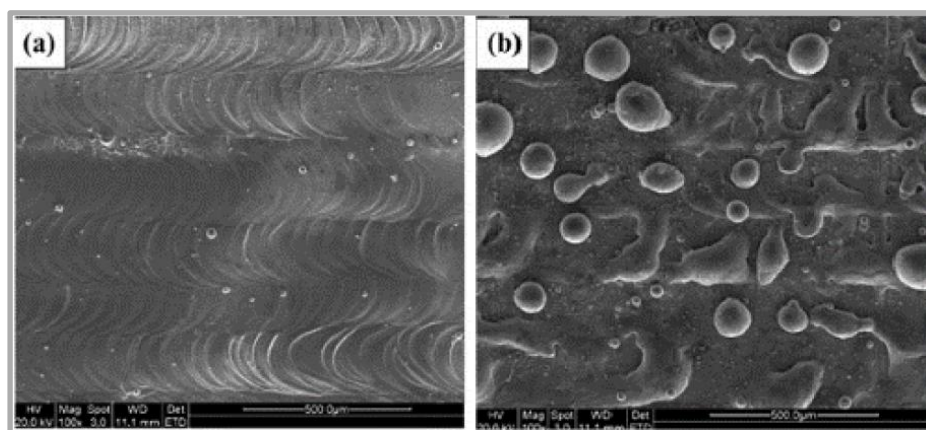
Obr. 2-7 Tvar tavné lázně závislý na distribuci velikosti částic [14]

M. Khan et al. zkoumali závislost velikosti částic ballingu na změně skenovací rychlosti (obr. 2-8) [13]. K tvoření menších částic dochází při vyšších skenovacích rychlostech, kdy je menší objemová energie. V případě nižších skenovacích rychlostí, kdy je objemová energie vyšší dochází ke zvětšení částic ballingu. Tato skutečnost je způsobená vytvořením větší oblasti tepelně ovlivněné tavnou lázní, která se stává nestabilní, což vede k tvorbě větších částic.



Obr. 2-8 Tvorba ballingu v závislosti na skenovací rychlosti [13]

L. Ruidi et al. zkoumali závislost vzniku ballingu na různých hodnotách obsahu kyslíku v inertní atmosféře [15]. Kyslík způsobuje oxidaci tavné lázně, tudíž dochází k zhoršení smáčivosti při přechodu z kapalně fáze na fázi tuhou, za vzniku nežádoucích částic v tavenině.

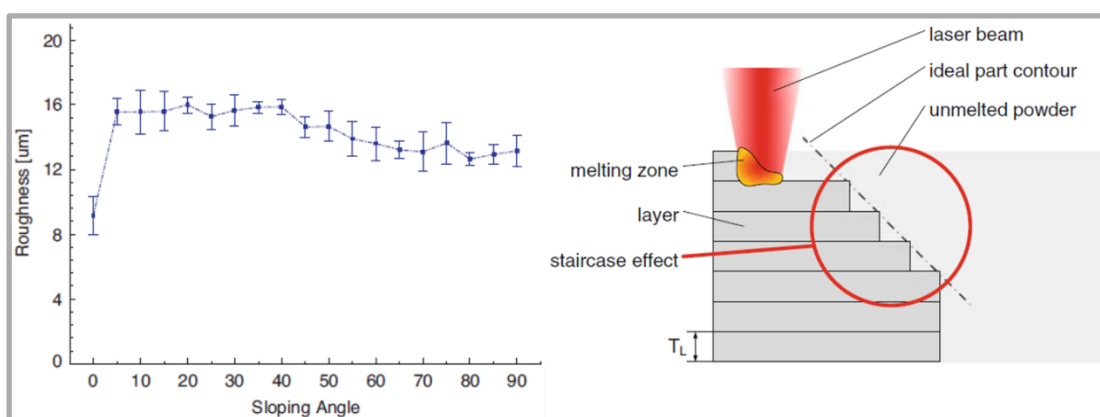


Obr. 2-9 Obsah kyslíku v inertní atmosféře a) 0,1 %, b) 10 % [15]

2.2.2 Drsnost povrchu

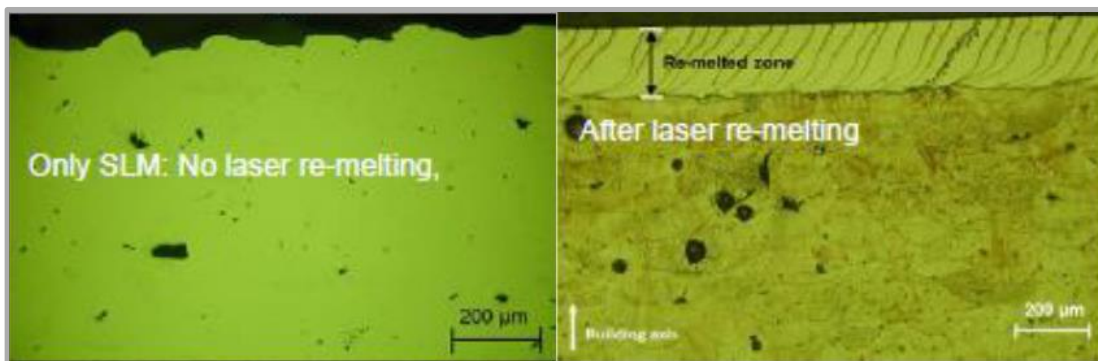
2.2.2

Guan et al. zkoumali závislost drsnosti povrchu při konstantním výkonu laseru na tloušťce vrstvy, míře překrytí, úhlu šrafování a směru stavby. Určili, že kvalitu povrchu bočních ploch dílu nejvýznamněji snižují přichycené částice okolního materiálu, a proto nejvýznamnější vliv pro dosažení lepších výsledků je použití menší (30 µm) tloušťky nanášené vrstvy prášku [16]. **Strano et al.** analyzovali drsnost nakloněných ploch součásti a určili závislost, kdy u nižších úhlů (obr. 2-10) dochází ke zhoršení kvality povrchu vlivem schodovitěho efektu. Tento jev se postupem k vertikální poloze ztrácí a dochází ke zlepšení kvality povrchu přibližně o 15 % [17].



Obr. 2-10 Závislost drsnosti povrchu na úhlu naklonění (vlevo) [18], schodovitý efekt (vpravo) [5]

Yasa et al. se zabývali použitím remeltingu, který se nejčastěji používá pro poslední vrstvu ke zlepšení drsnosti povrchu, kdy v této vrstvě dochází ke snížení porosity. Metoda spočívá v opakovaném přetavení již existující vrstvy při použití nižšího výkonu laseru, vyšší skenovací rychlosti a zvětšení průměru paprsku laseru. Remeltingem lze získat lepší kvalitu povrchu, a to přibližně až o 20 %. Jediná nevýhoda této metody spočívá v prodloužení doby stavby. [18]

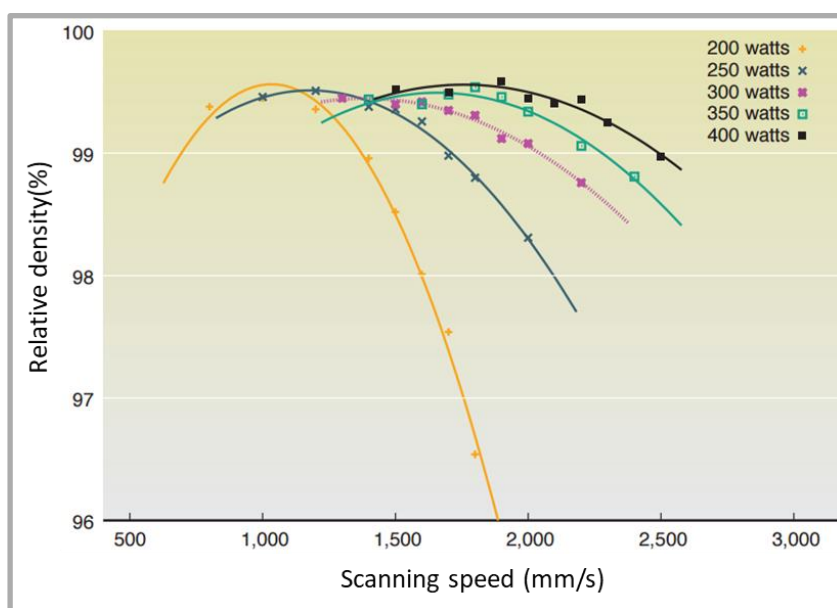


Obr. 2-11 SEM snímky vzorků bez remeltingu a s remeltingem [18]

2.2.3

2.2.3 Porozita v díle

Pro dosažení optimálních mechanických vlastností je potřeba u vyrobených dílů dosáhnout relativní hustoty více než 99 %, aby póry a dutiny neoslabovaly vyrobený díl [19]. Tyto defekty slouží především jako koncentrátoři napětí, což vede k nukleaci trhlin u vyrobeného dílu a jeho následnému porušení. Výzkumníci z laboratoře Livemore dokázali, že na výslednou relativní hustotu dílu má největší vliv správná kombinace výkonu laseru a skenovací rychlosti.



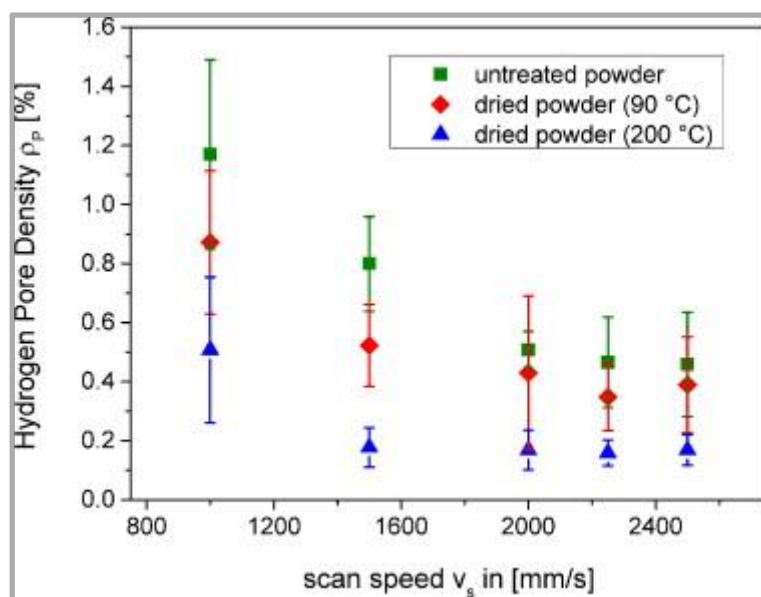
Obr. 2-12 Závislost hustoty vyrobeného dílu na skenovací rychlosti a výkonu laseru [19]

Weingarten et. al zjistili u slitiny AlSi10Mg, že většina dutin a metalurgických pórů je vyplněna více než 96 % vodíku dle tab. 2-1. Na základě tohoto zjištění byl navržen experiment, kdy u panenského prášku byl změřen obsah vodíku okolo 14,8 ml/100g a pro snížení obsahu vodíku byl prášek vysoušen při teplotě $T_1 = 90\text{ °C}$ a $T_2 = 200\text{ °C}$. [20]

Tab. 2-1 Objemový podíl prvků v defektech dílů [20]

Prvek	Ar	CO	CO ₂	H ₂	H ₂ O	N ₂
Objemový podíl [%]	$0,27 \pm 0,03$	0,2	0,66	$96 \pm 2,16$	1,2	$1,8 \pm 1,5$

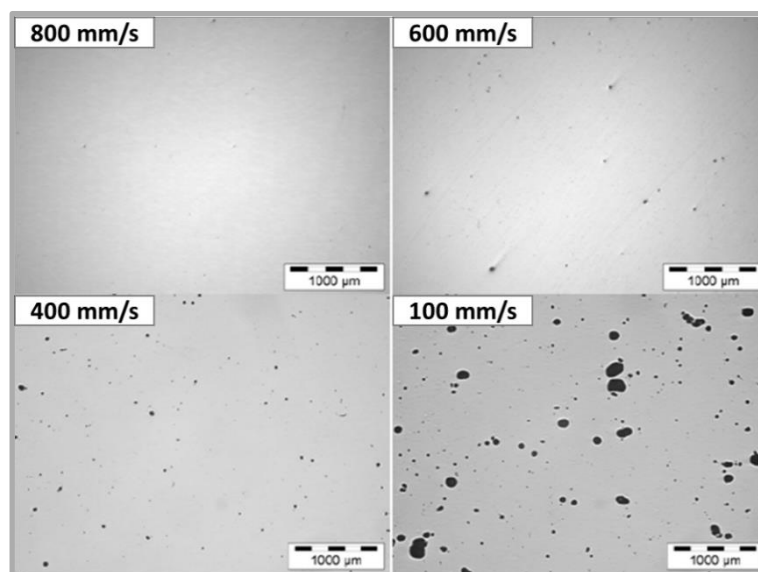
K porovnání vlivu vysoušení prášku na obsah porosity ve zkušebních vzorcích byla jedna dávka prášku nevysoušena. Výsledkem je, že sušením při teplotě T_1 je docíleno snížení porosity přibližně o 35 % a teplotě T_2 více než 50 %. Dále bylo zjištěno, že růst počtu těchto pórů je řízen difuzí v tavné lázni, kdy difuzní poměr je v tavenině větší než při jejím tuhnutí [20]. Vyšší skenovací rychlost (více než 1000 mm/s) vede ke zkrácení času pro ztuhnutí, kdy přesycený vodík uvízne v krystalografické mřížce.



Obr. 2-13 Závislost teploty vysoušení na porozitu u SLM dílu [20]

Metalurgické póry

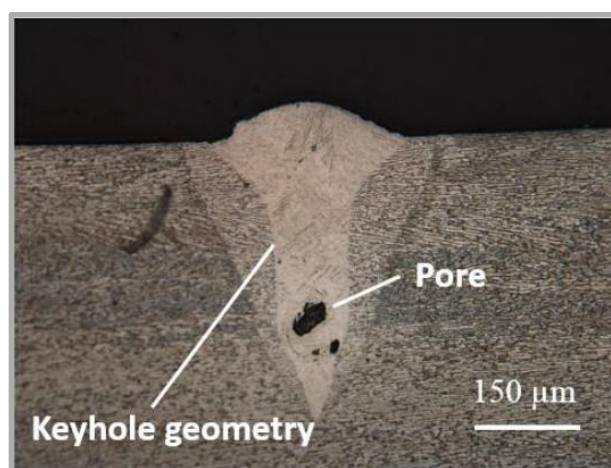
Buchbinder et. al u hliníkové slitiny AlMgScZr (později Scalmetalloy®) hledali optimální nastavení procesních parametrů pro zpracování technologií SLM [21]. Při pokusu použili výkon laseru 250 W a měnili pouze skenovací rychlost. Dokázali tak, že četnost metalurgických pórů a jejich velikost výrazně klesá se zvyšující se hodnotou skenovací rychlosti. V návaznosti na předchozí článek lze usoudit, že vlivem vyšší skenovací rychlosti lze snížit procentuální zastoupení porosity ve vyrobeném díle.



Obr. 2-14 Závislost metalurgických pórů na změně skenovací rychlosti [21]

Keyhole póry

Courtois et. al provedli výzkum za účelem ověření vzniku keyhole pórů [22]. Keyhole póry nejčastěji vznikají působením vysoké objemové hustoty energie laseru a pomalé skenovací rychlosti. Při těchto parametrech dochází k tomu, že je tavná lázeň vytlačována ze spodní části po bocích nahoru, kde se dostane do nestabilní pozice. Po překročení bodu zvratu se zhroutí do sebe a aerosoly vznikající procesem tavení uvíznou ve spodní části. Další nevýhodou je to, že vysoký průnik energie může způsobit další roztavení již zpracované vrstvy materiálu.



Obr. 2-15 Ukázka keyhole póru [23]

2.3 Hliníková slitina Scalmalloy®

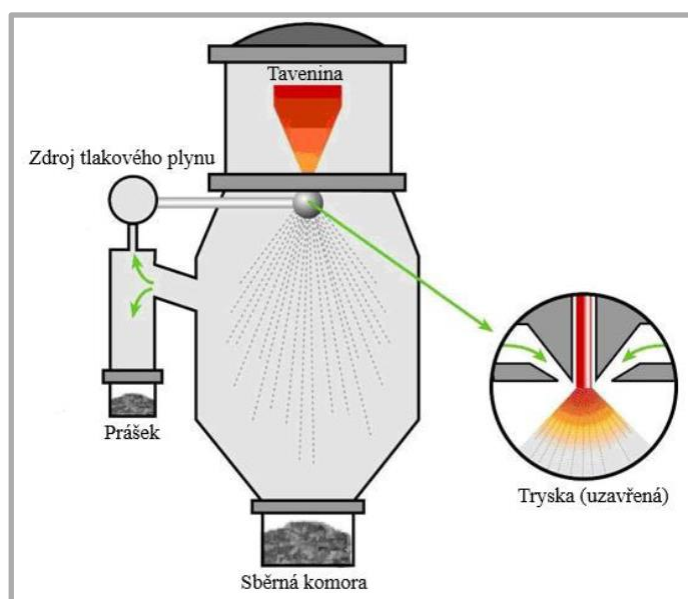
2.3

2.3.1 Výroba prášku atomizací taveniny plynem

2.3.1

Při atomizaci taveniny v atmosféře inertního plynu mají výsledné kapky kulovitý tvar se střední velikostí částic (20–300) μm . Tavení kovů se provádí nejčastěji metodou VIGA (Vacuum induction melting and Inert Gas Atomization), EIGA (Electrode Induction melting and Gas Atomization) a PIGA (Plasma melting and Induction guiding Gas Atomization). Výsledné charakteristiky prášku jsou ovlivněny řadou parametrů: typ použitého plynu, teplota tavení, rychlost dávkování taveniny, tlak a teplota plynu [24]. Získaný prášek musí splňovat následující kritéria:

- Kulovitý tvar
- Vysokou čistotu materiálu
- Rychlé tuhnutí
- Homogenní strukturu

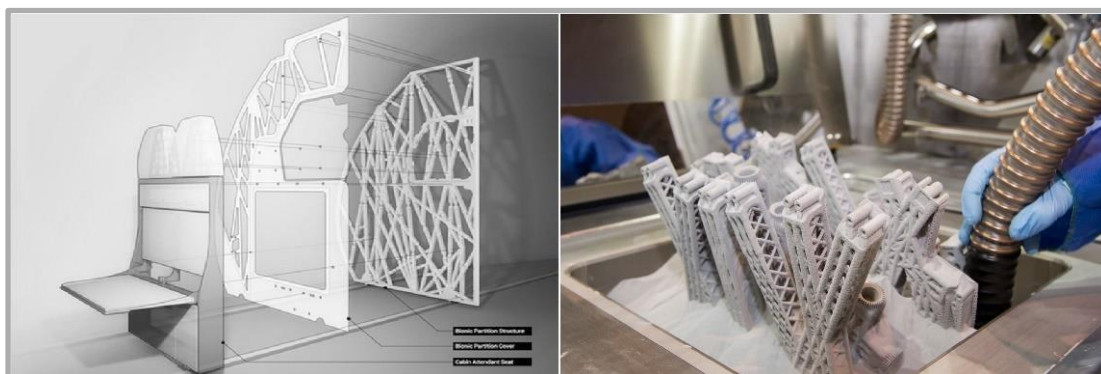


Obr. 2-16 Princip atomizace taveniny plynem [25]

2.3.2 Uplatnění v praxi

2.3.2

Slitina je vhodná pro díly pracující při dynamickém zatížení např. lehké konstrukce určené pro vesmírný průmysl, bionické nosné konstrukce letadel (obr. 2-17). Dále se slitina vyznačuje dobrou svařitelností, které se uplatňuje např. pro svařované nádoby pracujících s tekutým kyslíkem a vysokou odolností proti korozi [27]. Zvláštní vlastnost tohoto materiálu je taková, že poměr pevnosti a hustoty je podobný jako u slitin titanu. Při porovnání se slitinou AlSi10Mg dosáhneme dvakrát vyšší smluvní meze kluzu ($R_{P0,2}$) a třikrát vyšší meze únavy (σ_c) [28].

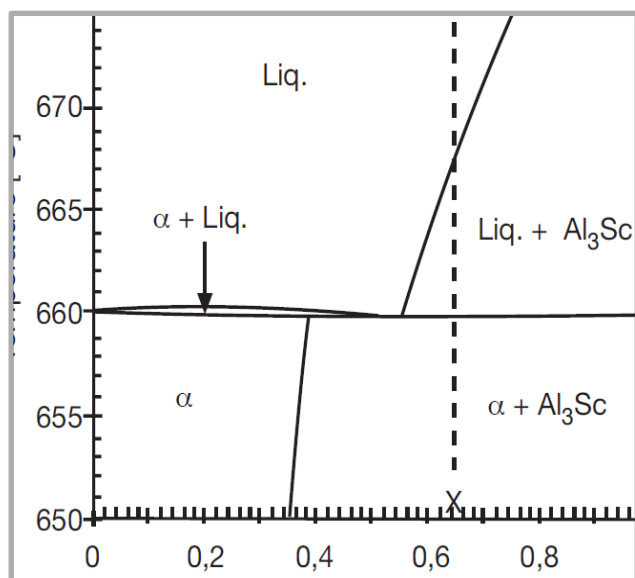


Obr. 2-17 Bionická nosná konstrukce trupu letadla Airbusu A320 [27]

2.3.3

2.3.3 Výroba a analýza prášku

Koncepce Scalmalloy® je založena na hliníkové slitině 5xxx s hlavním obsahem legujících prvků (Sc, Mg, Zr a Mg), která nabízí schopnost precipitačního vytvrzování, čímž je dosaženo výrazně lepších mechanických vlastností [29]. S hmotnostním podílem Sc 0,66 % leží za eutektickým bodem (0,6 % hmotnostního podílu a 659 °C obr. 2-18) [28]. Tato skutečnost naznačuje, že při prvním relativně pomalém ochlazování se ve slitině utváří intermetalická směs $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$. Pro získání vyššího obsahu Sc je vyžadováno rychlé ochlazení během tuhnutí roztoku slitiny. Prášek se získává atomizací taveniny plynem, u které se provádí tavení metodou EIGA (Electrode Induction melting and Gas Atomization). V tab. 2-2 je uveden hmotnostní podíl prvků obsažených v prášku hliníkové slitiny [32].

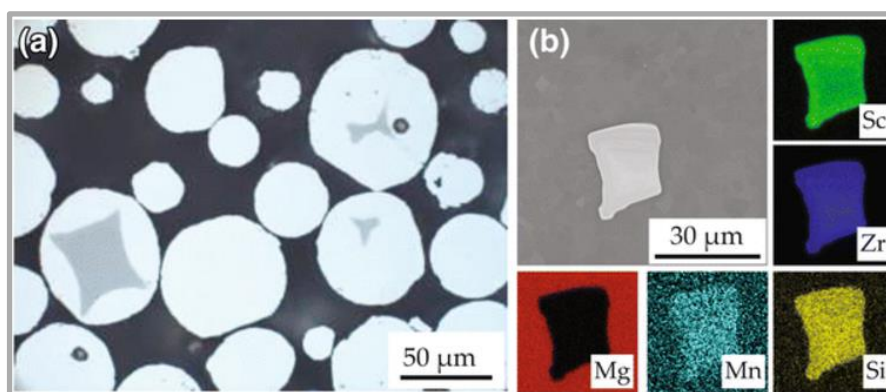


Obr. 2-18 Fázový diagram [28]

Tab. 2-2 Hmotností podíl prvků ve Scalmalloy® [32]

Prvek	Sc	Mg	Zr	Mn	Si	Fe	Cr	Zn	Ti	Sn
Hmotnostní podíl [%]	0,66	4,5	0,37	0,51	0,17	0,068	0,002	0,036	0,006	0,009

Na obr. 2-19a jsou znázorněny částice prášku, jejichž průměr je v rozsahu (10–50) μm . V těchto částicích jsou patrné precipitáty, které se nestihly plně rozpustit v relativně krátkém čase při procesu tavení EIGA. Pomocí snímače EDS elektronového mikroskopu jsou na obr. 2-19b detekovány různé precipitáty obsažené v prášku [30].

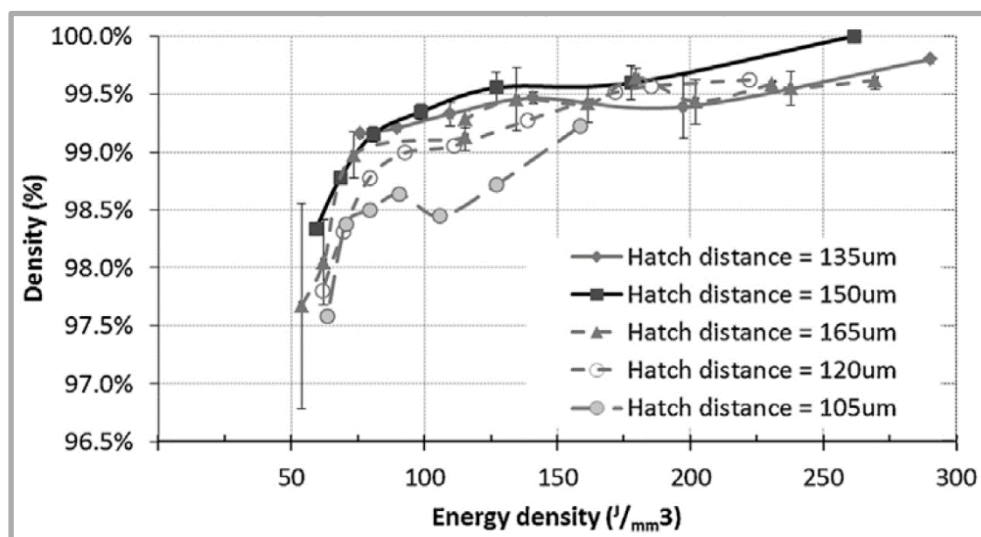


Obr. 2-19 a) částice prášku s obsahem precipitátů, b) typy precipitátů [30]

2.3.4 Objemové vzorky

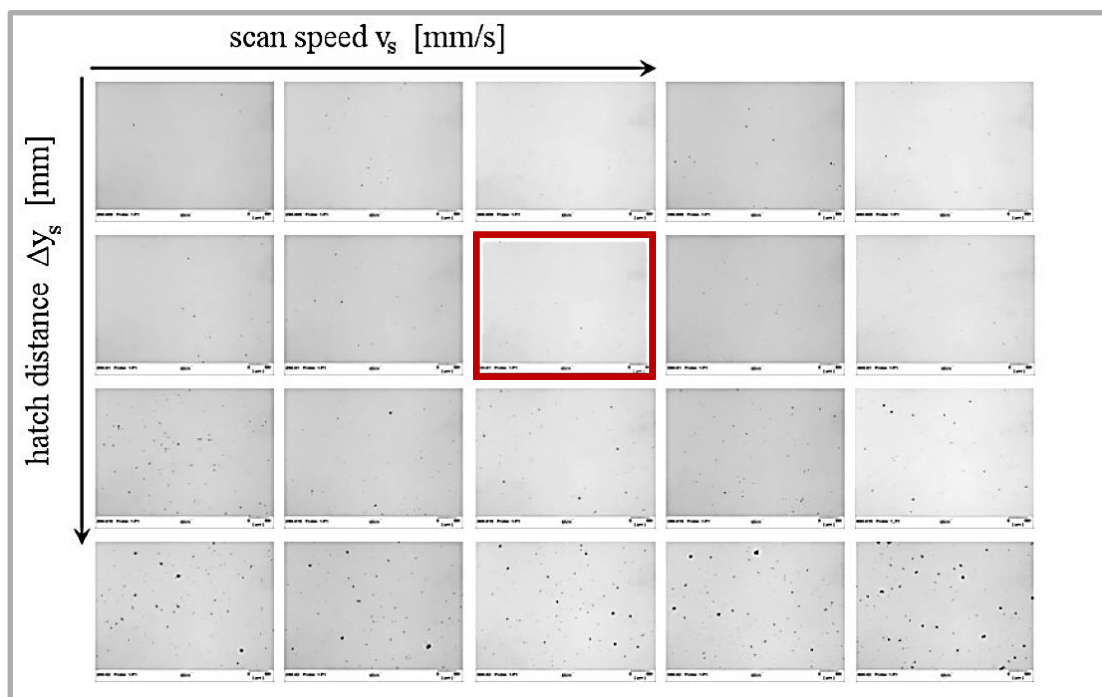
2.3.4

Tato slitina hliníku se vyznačuje vysokou tepelnou vodivostí, což vede k tvorbě návarů s průměrnou šířkou $\approx 260 \pm 20 \mu\text{m}$. *Spierings et al.* na základě dalšího výzkumu zvolili pro tisk objemových vzorků šrafovací vzdálenost v rozsahu (105–165) μm . Bylo zjištěno, že menší šrafovací vzdálenost vede k přehřívání právě skenované vrstvy. Následkem je tvorba výstupků, které vedou k nerovnoměrnému nanesení další vrstvy. Větší šrafovací vzdálenost snižuje objemovou energii, která může být nedostatečná pro vytvoření homogenní vrstvy [31]. Z grafu (obr. 2-20) je patrné, že minimální hodnota energie, kterou je potřeba do materiálu dodat pro vytvoření homogenní vrstvy, je více než 120 J/mm^3 . S rostoucí energií ($>230 \text{ J/mm}^3$) dochází k většímu počtu defektů.



Obr. 2-20 Závislost relativní hustoty na objemové energii a šrafovací vzdálenosti [31]

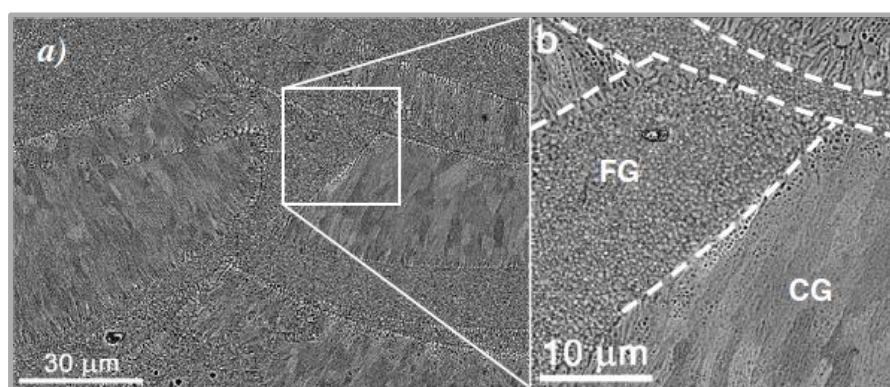
Na základě analýzy vzorků byla sestavena matice (obr. 2-21), která je složena z metalografických výbrusů. Zde jsou patrné rozdíly mezi vzorky u nichž byla dosažena rozdílná relativní hustota, přičemž porozita je nejvíce převládající předpoklad, který po stavbě dílu určuje dostatečným způsobem vhodnost použitého materiálu. [32]



Obr. 2-21 Matice parametrů zkoumající hustotu výstavy [32]

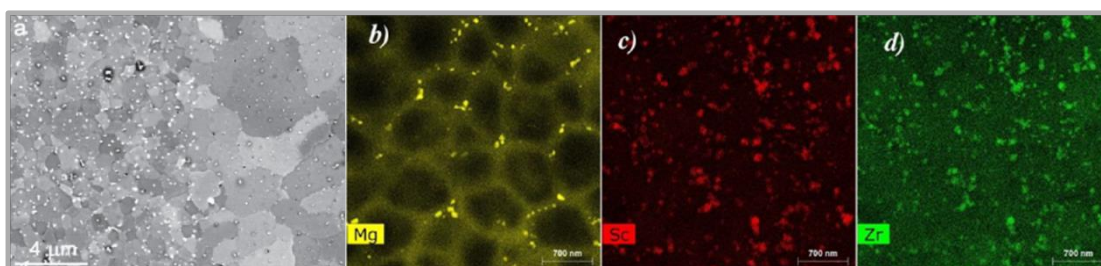
2.3.5 Analýza mikrostruktury

Spierings et al. se ve své práci zabýval mikrostrukturou materiálu v příčně rozříznutém vzorku. Dokázal tak, že mikrostruktura u dílů vyrobených technologií SLM je výrazně odlišná od konvenčních postupů zpracování slitin hliníku. Tyto rozdíly jsou způsobeny velmi rychlým ochlazením taveniny v tenké vrstvě spěkaného prášku na již ztuhnuté vrstvě. Určil zásadní rozdíl v mikrostruktuře v oblasti návaru, která je tvořena hrubozrnnou strukturou (*Coarse Grain*) v rozsahu (2 – 15) μm . Zatímco oblast hranic jednotlivých návarů je tvořena jemnozrnnou strukturou (*Fine Grain*) v rozsahu (0,15-1) μm . [33]



Obr. 2-22 Mikrostruktura příčně rozříznutého vzorku [33]

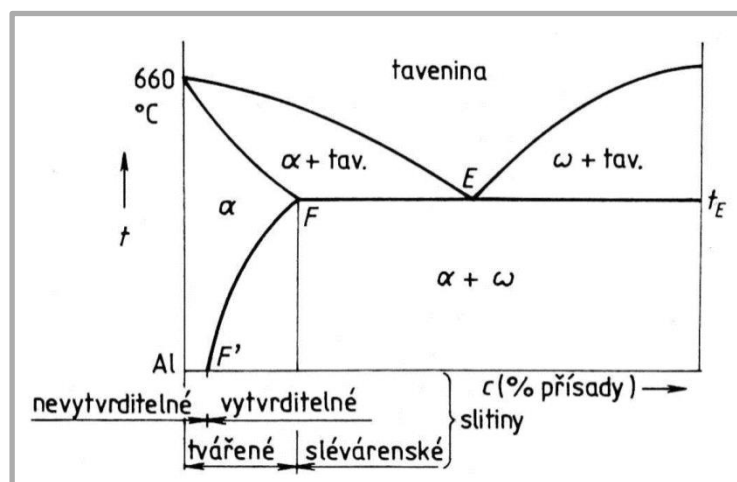
Na obr. 2-23 jsou detekovány vyloučené precipitáty (Mg, Sc a Zr), jejichž velikost je v rozsahu (50–100) nm. Četnost vyloučených precipitátů je v oblasti hranic návarů (jemnozrnná struktura) mnohem větší než v samotném návaru (hrubozrnná struktura) a mnoho z nich je koncentrováno okolo hranic zrn. Důvodem je, že do hrubozrnné oblasti vstupuje nižší objemová energie, což způsobuje kratší dobu formace tavné lázně. [33]



Obr. 2-23 a) Formace legur na hranicích zrn, b) koncentrace Mg, c) Sc a d) Zr [33]

2.3.6 Tepelné zpracování

Slitiny hliníku můžeme rozdělit podle fázového diagramu (obr. 2-24) na slitiny slévárenské a tvářené. U tvářených převažuje ve struktuře tuhý roztok hliníku. Tvářené i slévárenské slitiny mohou být z hlediska dalšího tepelného zpracování vytvrditelné nebo nevytvrditelné [34].



Obr. 2-24 Rozdělení hliníkových slitin [34]

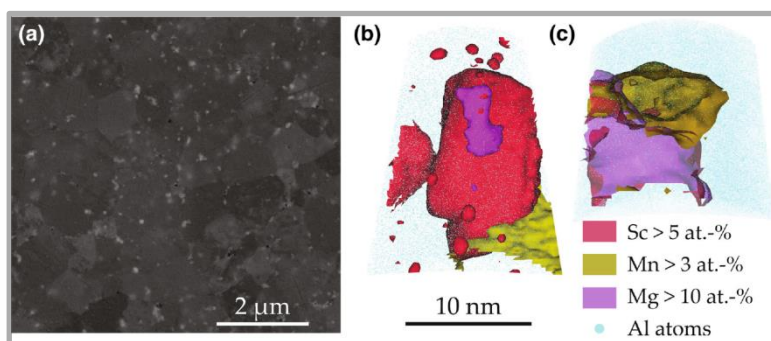
Scalmalloy® se řadí do kategorie precipitačně vytvrditelných slitin. Podmínkou vytvrditelnosti je obsah vhodného množství legujících prvků s dostatečnou rozpustností přísady v tuhém stavu v závislosti na teplotě. Po provedení tepelného zpracování dochází k nárůstu pevnostních charakteristik a zároveň k poklesu plasticity. [34]

Proces precipitačního vytvrzování (stárnutí)

Cílem precipitačního vytvrzování je opětovné rozpuštění intermetalických fází do tuhého roztoku α , následné rychlé ochlazení a vznik přesyceného tuhého roztoku α . Nová precipitace intermetalických fází je již ve formě velmi jemných útvarů, což má za následek zpevnění slitiny. [34]

Jägle et. al na vyrobených vzorcích zjistili, že při precipitačním vytvrzování dochází k rozpadu termodynamicky nestabilního přesyceného tuhého roztoku α za vzniku jemnozrnných precipitátů $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, Al_6Mn a $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ (obr. 2-25b a obr. 2-25c) [30]. Precipitát Al_6Mn se objevuje během vytvrzování u slitiny 5083, která má podobné složení až na legující prvky Sc a Zr.

Palm et. al ve své práci dokázali, že precipitační vytvrzování je nejúčinnější při teplotě (300 – 325) °C po dobu 4 hodin. Při této době dochází při výsledném zpevnění ke koherentnímu rozhraní mezi vznikajícími precipitáty a mřížkou tuhého roztoku [29]. Koherentní rozhraní je takové, při kterém obě mřížky na sebe přesně navazují. Pokud obě fáze nemají stejný mřížkový parametr, dochází k deformaci mřížky a vzniku vnitřního napětí, které má za následek nárůst pevnosti a tvrdosti.

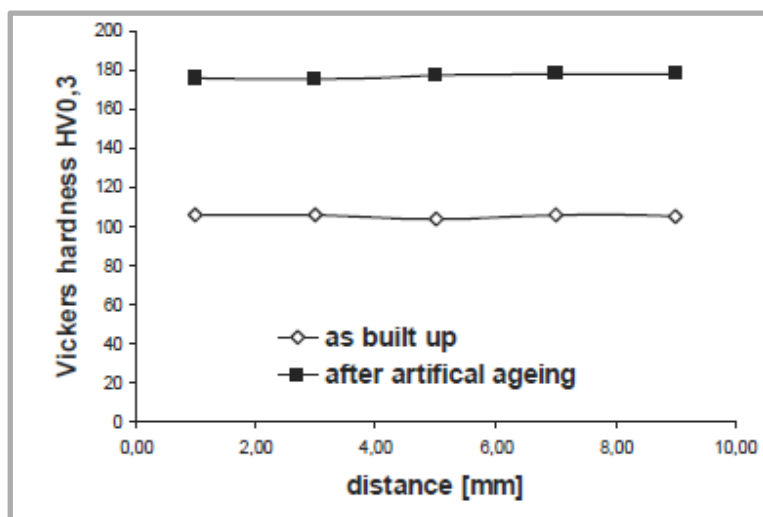


Obr. 2-25 a) SEM snímek s obsaženými precipitáty, b) c) 3 typy precipitátů [30]

2.3.7 Mikrotvrдость podle Vickerse

2.3.7

Objemové vzorky byly vyrobeny na zařízení Concept M2 s nastaveným maximálním výkonem laseru 200 W a tloušťce vrstvy 30 μm . Část vzorků byla podrobena precipitačnímu vytvrzování (325 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$), aby bylo možné prokázat vliv vytvrzování na výslednou mikrotvrдость. Vyhodnocení mikrotvrđosti bylo provedeno podle Vickerse HV0,3 (zatěžující síla 2,942 N po dobu 10–15 s). Na obr. 2-26 je vyhodnocena mikrotvrđost na vzorcích zkoušených po stavbě s průměrnou hodnotou 105 HV. Na vzorcích podrobených vytvrzování je průměrná hodnota mikrotvrđosti 177 HV [32]. Patrný nárůst mikrotvrđosti ukazuje na fakt, že tato slitina je precipitačně vytvrditelná.



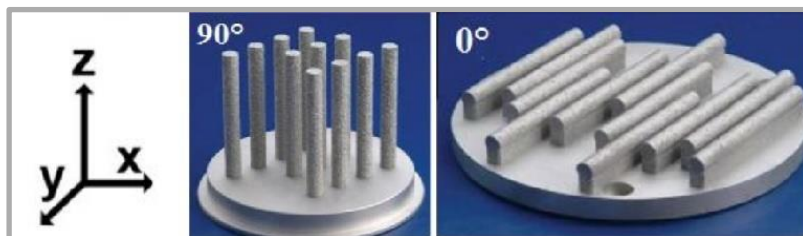
Obr. 2-26 Mikrotvrđost podle Vickerse HV0,3 [32]

2.3.8 Statická tahová zkouška

2.3.8

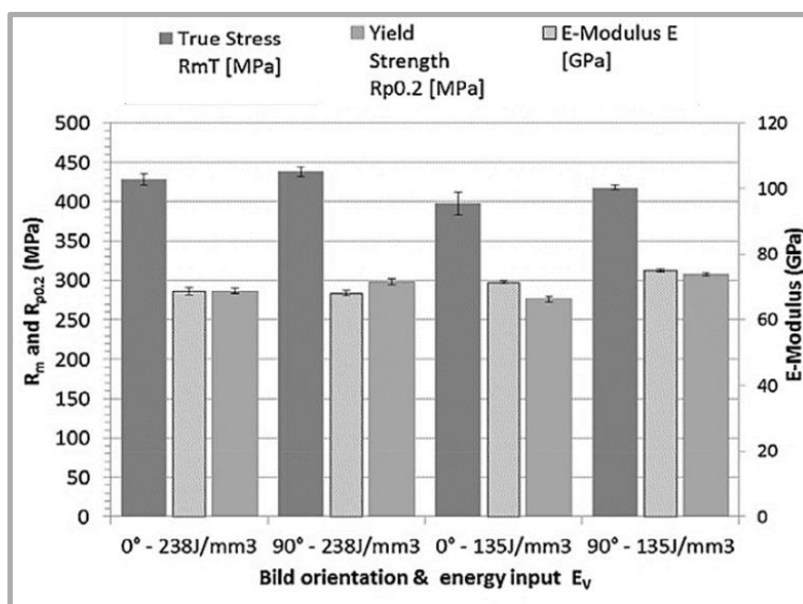
Pro tahové zkoušky byly vzorky vytištěny na strojích Concept M2 a EOS M270. Po skončení stavby podstoupily vzorky precipitační vytvrzení (325 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$), část vzorku byla podrobena izostatickému lisování za tepla (HIP). Princip technologie spočívá v působení ohřátého inertního plynu (Ar) za vysokého tlaku. Použitím HIP dochází k odstranění vnitřních pórů, aniž by se měnil tvar tělesa v jakémkoliv směru. Stavba probíhala s ohledem na orientaci vůči stavěcí platformě:

- kolmo ke stavěcí platformě = 90°
- vodorovně se stavěcí platformou = 0°



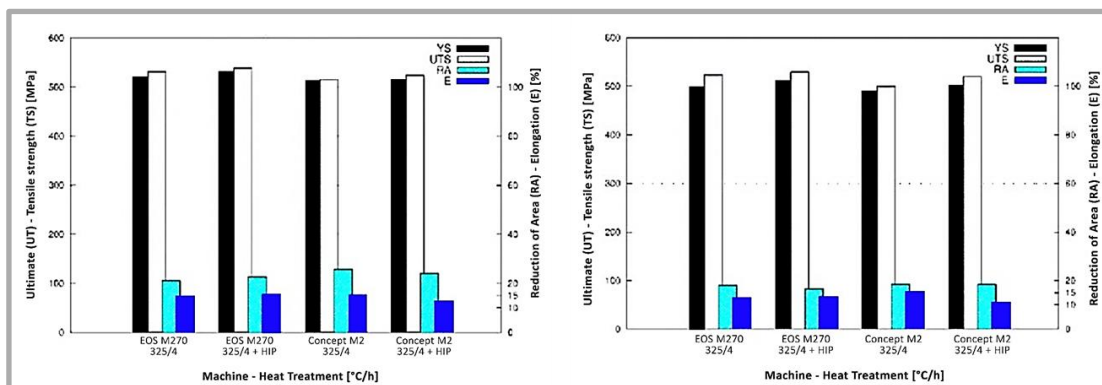
Obr. 2-27 Směr stavby vůči platformě [32]

Výsledkem tahové zkoušky u vzorků, které nebyly podrobeny vytvrzování je dosaženo pro oba směry stavby (obr. 2-28) meze pevnosti $R_m > 400$ MPa a smluvní meze kluzu $R_{p0.2} > 277$ MPa. Mezi výsledky pro směr stavby vertikálně (90°) a horizontálně (0°) je rozdíl pro R_m menší než 2 % a $R_{p0.2}$ méně než 3,4 % [31]. Dosažené výsledky nasvědčují tomu, že slitina se vyznačuje nízkým anizotropním chováním, což je způsobeno tvorbou jemnozrnné struktury při zpracování technologií SLM.



Obr. 2-28 Mechanické vlastnosti nevytvrzených tahových vzorků [31]

Z tahové zkoušky u vzorků postavených na zařízení EOS M270 a Concept M2 byla určena mez pevnosti v tahu (UTS), mez kluzu (YS) a tažnost (E) dokud nedošlo k výraznému lokálnímu zúžení průřezu (vzniku krčku). Z grafu (obr. 2-29) vyplývá, že vyšších mechanických vlastností bylo dosaženo na výrobním zařízení EOS pro oba směry stavby a tyto rozdíly dosahují až 5 %. Vytvrzením bylo dosaženo znatelné navýšení meze kluzu až o 30 % a meze pevnosti až o 15 %. U tahových vzorků vytvrzených a podrobených HIP je patrný nárůst mechanických vlastností přibližně o 5 %.



Obr. 2-29 Výsledek tahové zkoušky u vzorků orientovaných 0 ° (vlevo) a 90 ° (vpravo) [32]

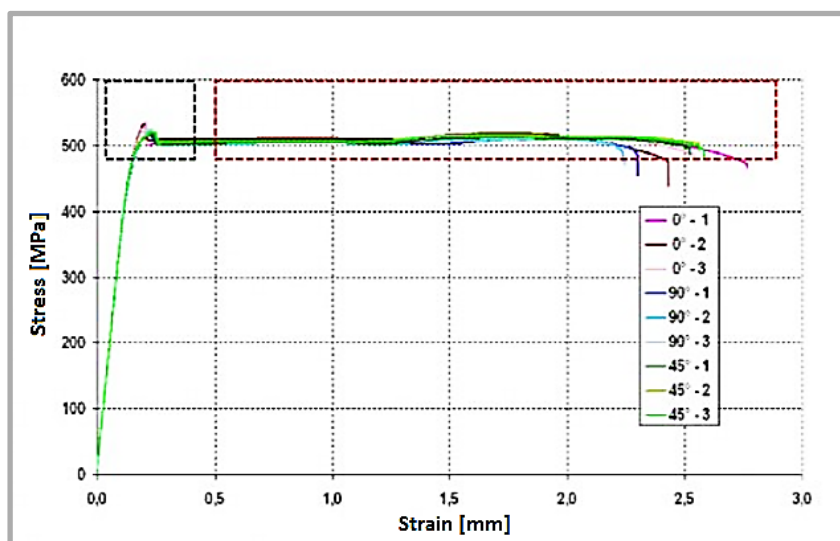
Tab. 2-3 Srovnání mechanických vlastností vzorků postavených při 0 ° - precipitačně vytvrzených

	EOS M270	Concept M2
Mez kluzu (YS)	510 [MPa]	495 [MPa]
Mez pevnosti (UTS)	520 [MPa]	500 [MPa]
Tažnost (E)	12 [%]	10 [%]

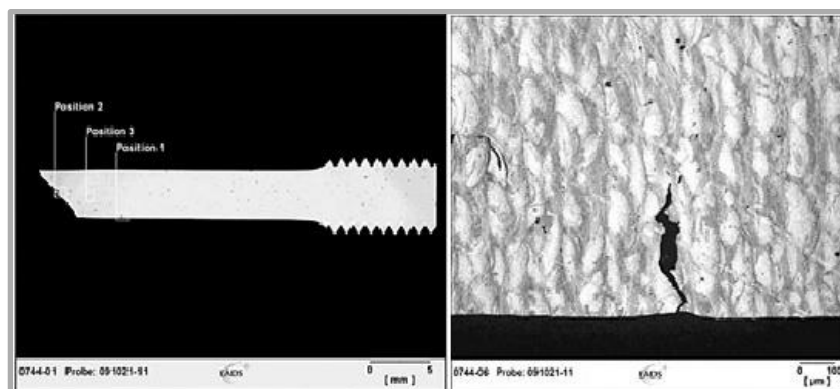
Tab. 2-4 Srovnání mechanických vlastností vzorků postavených při 90 ° - precipitačně vytvrzených

	EOS M270	Concept M2
Mez kluzu (YS)	495 [MPa]	485 [MPa]
Mez pevnosti (UTS)	510 [MPa]	500 [MPa]
Tažnost (E)	10 [%]	14 [%]

Křivky z tahových zkoušek této slitiny (obr. 2-31) se podobají křivkám ocelových slitin, což je možné vidět na spodní (R_{eL}) a horní (R_{eH}) mezi kluzu – černě vyznačená oblast. V další části zatěžování už nedochází k výraznému deformačnímu zpevnění jako u oceli – červeně vyznačená oblast. I přes to je možné přibližně v polovině maximálního napětí všech křivek vypočítat zřetelný nárůst napětí o (15 – 20) MPa než došlo k porušení na mez pevnosti. [32] Metalografický výbrus vzorku (obr. 2-30) ukázal, že vlivem podpovrchové vady (pozice 3) vzniklé během stavby, došlo při tahové zkoušce ke kumulaci napětí v místě vady. Dalším zatěžováním došlo k iniciaci trhliny z místa vady a následnému porušení vzorku. I přes tuto skutečnost bylo u vzorku dosaženo UTS = 517 MPa, YS = 503 MPa a E = 12 % [32].



Obr. 2-31 Deformačně napěťové křivky [32]

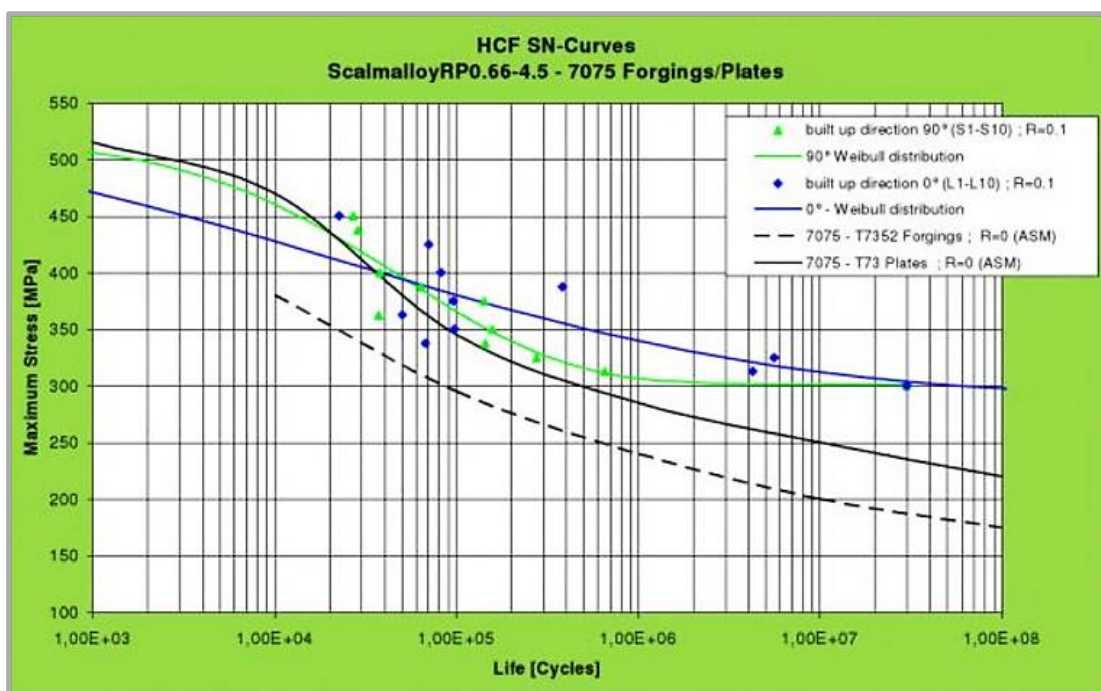


Obr. 2-30 Podélný průřez vzorku (vlevo) s vyznačenou podpovrchovou vadou (vpravo) [32]

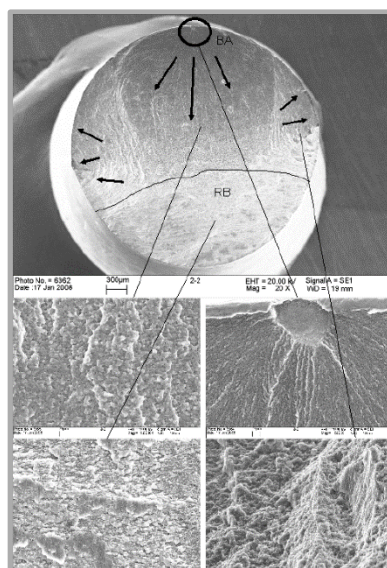
2.3.9

2.3.9 Vyhodnocení únavové zkoušky

Vzorky byly vyrobeny ve dvou směrech (0° a 90°) a vytvrzeny ($325^\circ\text{C}/4\text{ h}$). Ke srovnání byla použita vysokopevnostní slitina hliníku 7075. Napěťový cyklus byl zvolen pulzující v tahu, s napěťovým poměrem $R = 0,1$. U hliníkových slitin, kde Wöhlerova křivka nemá asymptotický tvar, se mez únavy (σ_c) stanovuje pro určitou smluvní dobu života, která je 10^7 nebo 10^8 cyklů. Z Wöhlerovy křivky lze stanovit, že oba materiály spadají do oblasti vysokocyklové únavy ($N_f > 10^3$). Mez únavy, respektive amplituda napětí pod kterou nedochází k únavovému porušení, vyšla u Scalmalloy® pro oba směry stavby $\sigma_c = 300\text{ MPa}$, v porovnání se slitinou 7075 kde mez únavy $\sigma_c = 220\text{ MPa}$. [35]

Obr. 2-32 Cyklické zatěžování Scalmalloy® ($k_t = 1$, $R = 0,1$) [29]

Cyklické zatížení vzorků je menší než mez kluzu a nedochází k plastické deformaci. V další fázi zkoušky se poškození kumuluje, dochází k pohybu dislokací a tvorbě skluzových pásem za vzniku mikrotrhlin. V poslední fázi dochází k růstu hlavní trhliny, jenž má za následek lom vzorku. Podle Mansonova pravidla na základě znalosti poměru meze pevnosti a meze kluzu bylo možné předpovědět ($R_m/R_e < 1,2$), že došlo k cyklickému odpevnění zkoušených vzorků. Na obr. 2-33 je znázorněno místo na povrchu vzorku, odkud docházelo k iniciaci trhlin a jejich následnému šíření.



Obr. 2-33 Mikrostruktura lomové plochy [21]

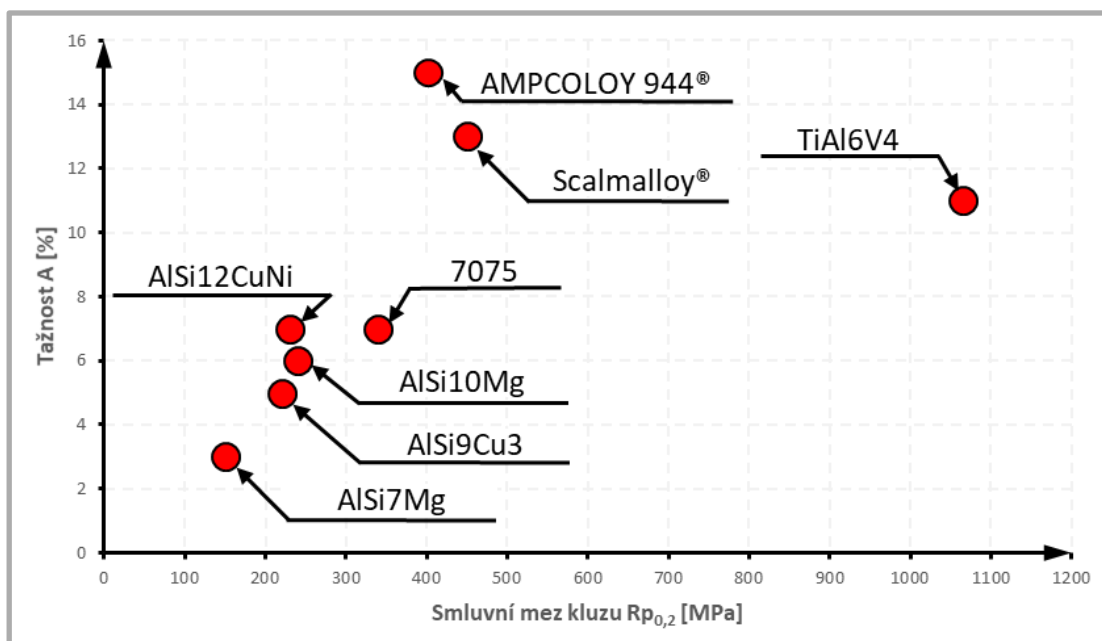
3. ANALÝZA PROBLÉMU A CÍL PRÁCE

3

3.1 Materiálové vlastnosti hliníkových slitin

3.1

Dílním úkolem diplomové práce bylo srovnat mechanické vlastnosti již zpracovaných hliníkových slitin technologií SLM. Pro srovnání byl sestaven graf (obr. 3-1) závislosti smluvní meze kluzu na tažnosti. Ke srovnání byla přiřazena i slitina titanu, která se vyznačuje výbornou zpracovatelností technologií SLM. Scalmalloy® má ležet v oblasti mechanických vlastností jako slitina 7075, ale tato slitina se vyznačuje obtížnou svařitelností a při zpracování vzniká v materiálu velké vnitřní pnutí. Důsledkem je tvorba trhlin, které značně snižují homogenitu dílu, a tudíž i mechanické vlastnosti. *Sistiaga et al.* se zabývali výzkumem změny legur, konkrétně přidáním většího podílu křemíku. Dosáhli tak eliminace trhlin a tím zlepšení zpracovatelnosti, mechanické vlastnosti ale nebyly dosaženy na úrovni referenčního materiálu. [37] Srovnatelných mechanických vlastností dosahuje i slitina mědi AMPCOLOY 944®. Slitina se vyznačuje objemovou hustotou $8,7 \text{ g/cm}^3$, která je 3krát vyšší než u běžné zpracovaných slitin hliníku.



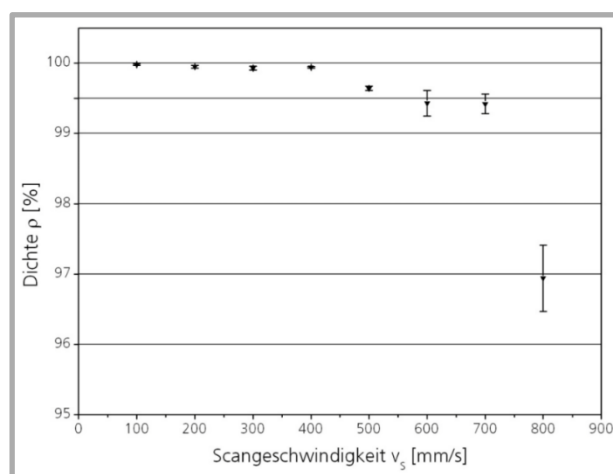
Obr. 3-1 Závislost smluvní meze kluzu na tažnosti zpracovaných slitin hliníku

Scalmalloy® je speciálně navržená hliníková slitina pro zpracování technologií SLM. Při správně zvolených parametrech lze dosáhnout se slitinou Scalmalloy® proti běžně používané hliníkové slitině AlSi10Mg 2krát vyšší meze kluzu a až 3krát vyšší meze únavy (tab. 3-1). Z tohoto důvodu je možné uplatnění této slitiny zejména pro dynamicky zatěžované součásti.

Tab. 3-1 Minimální garantované mechanické vlastnosti Scalmalloy® ve srovnání s AlSi10Mg [1]

Vlastnost	Jednotka	Scalmalloy®	AlSi10Mg
Smluvní mez kluzu $R_{p0,2\%}$	[MPa]	450	220
Mez pevnosti tahu R_m	[MPa]	490	325
Tvrdost podle Vickerse HV0,3	[-]	177	119
Tažnost Z	[%]	8	9
Youngův modul pružnosti E	[GPa]	65	65
Mez únavy při 10^7 cyklů σ_c $k_t = 1, R = 0,1$	[MPa]	300	97

Z tohoto důvodu je cílem diplomové práce experimentální stanovení procesních parametrů tak, aby byla dosažena maximální relativní hustota. S dosažením maximální relativní hustoty lze očekávat dosažení vysokých mechanických vlastností. V případě nesprávně zvolených procesních parametrů může dojít ke vzniku trhlin, větších metalurgických pórů, špatnému spojení částic prášku a jednotlivých vrstev. Tyto defekty lze považovat především jako koncentrátoři napětí, což vede k nukleaci trhlin u vyrobeného dílu a jeho následnému porušení. **Buchbinder et al.** již dříve zpracoval pomocí technologie SLM slitinu hliníku, u které bylo dosaženo (obr. 3-2) relativní hustoty více jak 99,5 %, což je primárním cílem u dílu vyrobených technologií SLM.

**Obr. 3-2** Závislost relativní hustoty na skenovací rychlosti při výkonu laseru 250 W [21]

Ze studia odborných článků vyplynulo, že pro slitinu byl provedený výzkum pouze na výrobních zařízeních EOS M270 a Concept M2. Procesní parametry, které byly získány od **Jügler et al.** z výrobního zařízení EOS M270 sloužili jako základ prvotního testu.

Spiering et al. ve své publikaci uvedli, že při použití šrafovací vzdálenosti 150 μm bylo dosaženo vysoké relativní hustoty. Stejná skupina autorů dále určila, že mikrostruktura dílů vytvořených na SLM je tvořena jemnozrnnou strukturou. Důvodem je krátký čas na formování zrn vlivem rychlého ochlazení tavné lázně na substrátu ztuhlého materiálu. Tento čas, kdy dochází ke změně fáze trvá přibližně $1,5 \cdot 10^6$ K/s. Na základě toho bylo stanoveno, že použitím vyšších skenovacích rychlostí dochází v materiálu k utváření jemnozrnnější mikrostruktury.

Technologie SLM se řadí do kategorie Rapid Prototyping (RP), což v praxi znamená získání hotové součásti bez dalšího zpracování např. obrábění nebo tepelného zpracování. Je tedy žádoucí získat co nejlepší mechanické vlastnosti vhodně zvolenými procesními parametry. I přes tuto skutečnost byl proveden výzkum, který prokazatelně dokazuje zvýšení mechanických vlastností použitím precipitačního vytvrzování (viz. kapitola 2.3.6). Na dosažení vyšších mechanických vlastností navázali ve svém výzkumu *Patm et al.* a určili, že použitím technologie HIP lze snížit výslednou porozitu až o 10 %. Tento fakt může u dílu pro letecký průmysl značně snížit riziko koncentrace napětí v těchto pórech, od kterých se iniciují trhliny. Jediná nevýhoda použití této technologie je zvýšení ceny výsledného dílu.

Hlavní cíl diplomové práce:

Hlavním cílem je objasnit vliv jednotlivých procesních parametrů při zpracování hliníkové slitiny Scalmaloy® (AlMg_{2,9}Sc_{1,1}Zr_{0,42}Mn_{0,18}) technologií Selective Laser Melting na výslednou porozitu materiálu a jeho mechanické vlastnosti.

Dílčí cíle diplomové práce:

- Definovat materiálové vlastnosti srovnatelných slitin
- Navrhnout experimentální tělesa, metody testování a vyhodnocení
- Navrhnout výrobní strategie a rozsahy ověřovaných parametrů
- Experimentálně popsat vlivy jednotlivých parametrů a strategií

4. MATERIÁL A POUŽITÉ METODY

4

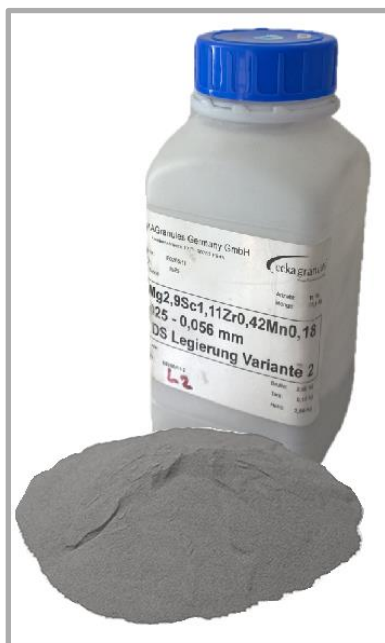
4.1 Testovaný prášek Scalmalloy®

4.1

Získané množství 5,5 kg prášku, který byl atomizován firmou ECKA Granules Germany GmbH, sloužilo pro odladění procesních parametrů. Vývojem a zpracovatelností se zabývá firma APWorks, která v rámci dosažení vyšších mechanických vlastností změnila hmotnostní podíl legujících prvků (tab. 4-1). Toto složení je odlišné od složení uvedeného v rešeršní části diplomové práce (viz. kap. 2.3.2). Hlavním legujícím prvkem je Sc, jehož 0,5 % navýšení by mělo mít za následek zvýšení meze pevnosti a kluzu až o 50 MPa. Je-li hmotnostní podíl Mg ve slitině (4–6) % dochází ke snižování modulu pružnosti, proto byl hmotnostní podíl snížen o 1,6 %. Navýšením Zr dochází ke zjemnění zrn struktury a tím i navýšení mechanických vlastností. Ve výsledku by mělo být dosaženo s tímto složením vyšších meze kluzu, pevnosti a tvrdosti než u předešlého složení, ale doposud nebyla prokázána vhodnost zpracování na SLM zařízeních.

Tab. 4-1 Hmotnostní podíl prvků ve Scalmalloy® (AlMg_{2,9}Sc_{1,1}Zr_{0,42}Mn_{0,18})

Prvek	Sc	Mg	Zr	Mn	Si	Fe	Cr	Zn	Ti	Sn
Hmotnostní podíl [%]	1,11	2,9	0,42	0,18	0,17	0,068	0,002	0,036	0,006	0,009



Obr. 4-1 Prášek Scalmalloy®

4.2

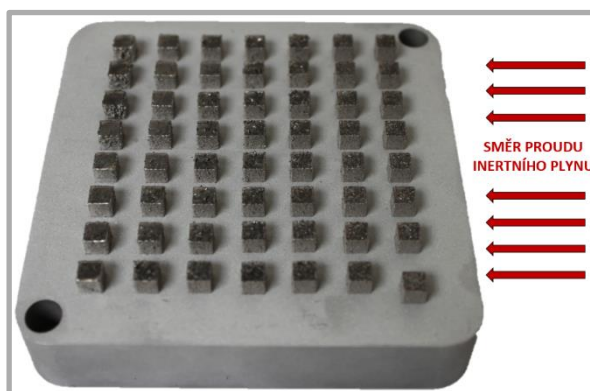
4.2 Experimenty a použitá zařízení

V první fázi řešení diplomové práce bylo potřeba analyzovat vliv procesních parametrů na vznik porozity a defektů vznikajících během procesu výroby. Z rešeršní části byly převzaty procesní parametry z výrobního zařízení EOS M270 a použity pro návrh a výrobu první sady objemových vzorků. Na základě analýzy porozity byla zvolena vhodná kombinace výkonu laseru, skenovací rychlosti a šrafovací vzdálenosti. Další řešení spočívalo v nalezení vhodných procesních parametrů pro konturu součásti, se kterou úzce souvisí i dosažená kvalita povrchu. Třetí fáze práce spočívala ve výrobě tahových vzorků a zjištění mechanických vlastností.

4.2.1

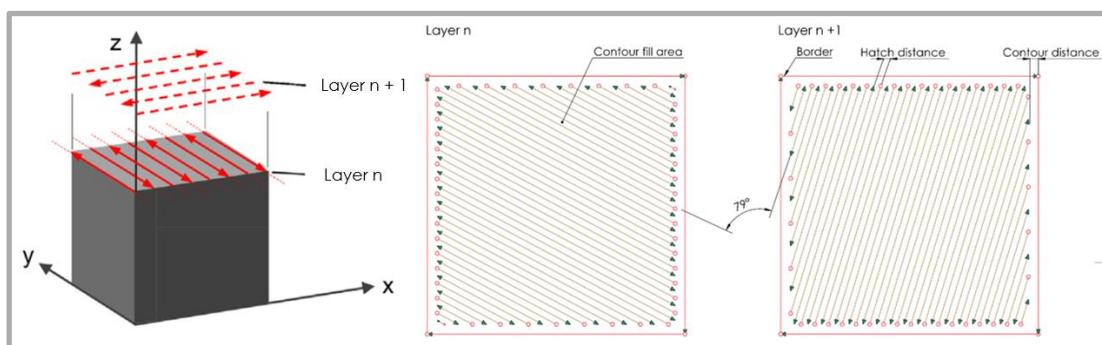
4.2.1 Objemové vzorky

V prvním hledání vhodné kombinace výkonu laseru, skenovací rychlosti a šrafovací vzdálenosti byly postaveny objemové vzorky o rozměrech $5 \times 5 \times 5$ mm. Rozmístění těchto vzorků na platformě bylo takové, že vzorky, do nichž vstupovala vyšší objemová energie byly umístěny dále od vstupu inertní atmosféry. Tato rozvaha se provádí proto, aby spálené částice vznikající během procesu tavení nebyly přeneseny do místa okolních vzorků a následně do nich zataveny. Vyhodnocení objemových vzorků je důležitým aspektem při zvolení procesních parametrů, které jsou použity pro výrobu zkušebních vzorků určených pro mechanické zkoušky.



Obr. 4-2 Umístění objemových vzorků na platformě

Nejprve bylo potřeba připravit v CAD modeláři daný model a vygenerovat ho ve formátu *.stl, který byl importován do programu Magics V20. Pro nastavení různých procesních parametrů u série stejných dílů bylo vhodné použít Development modulu. Po této operaci stačilo vygenerovat jednotlivé řezy odpovídající výšce vrstvy prášku se kterou byla stavba realizována. Na obr. 4-3 je znázorněna skenovací strategie *Stripes* pro vyplnění vnitřního šrafování, kdy vektory reprezentující dráhy laseru jsou v každé následující vrstvě vůči sobě pootočený o 79° . Takto připravená data jsou ve formátu *.slm odeslána na výrobní zařízení.



Obr. 4-3 Strategie skenování objemových vzorků

4.2.2 Příprava a vyhodnocení objemových vzorků

4.2.2

Objemové vzorky postavené na platformě BV100 bylo potřeba odřezat, a to pomocí drátové řezačky CHMER CW-322S, pracující na principu elektroerozivního obrábění. Materiál je ubírán elektrickým výbojem mezi nástrojovou elektrodou (mosazný drát) a obrobkem ponořeným do dielektrické kapaliny. Po této operaci bylo potřeba vzorky přichystat pro metalografický výbrus. Vzorky se v přístroji LECO PR-4X zasypou bakelitem a samotný proces zapékání probíhá při teplotě 160 °C po dobu 15 minut. Po této operaci byly vzorky vybroušeny na metalografické brusce LECO GPX300 pomocí karborundových brusných papírů o zrnitosti 1 000–4 000. Další operací bylo leštění pomocí diamantové pasty s velikostí částic (3 μm a 1 μm) za použití ethanolového smáčedla. K nafocení vyleštěných ploch objemových vzorků sloužil optický mikroskop OLYMPUS SZX7 vybavený digitálním fotoaparátem CANON EOS 1200D. K práci s nasnímanými fotografiemi sloužil software QuickPHOTO MICRO.



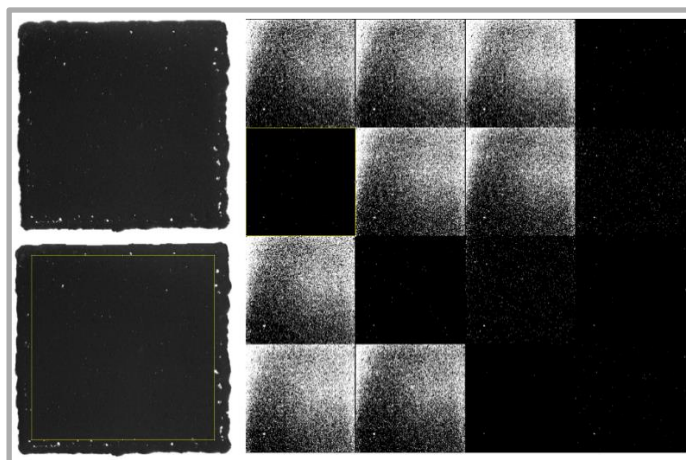
Obr. 4-4 a) přístroj LECO PR - 4X vlevo, b) zalisované objemové vzorky

4.2.3 Vyhodnocení porozity

4.2.3

Vyhodnocení porozity se provádí na metalograficky vyleštěných vzorcích, které byly podrobeny obrazové analýze. Z této analýzy dostáváme pouze údaj o porozitě na vyleštěné ploše, nikoliv v celém objemu. Princip vyhodnocování spočívá v převedení na 8 - bitový snímek a vybrání oblasti (žlutý rámeček), na které bude provedeno měření porozity. K vyhodnocování se využívá rozšířená nadstavba FIJI programu ImageJ. Výhodou nadstavby FIJI je automatická detekce bílých pixelů (porozita) pomocí funkce *Auto Threshold* a následné vyhodnocení podle 16 přednastavených metod. V rámci ověření byl několikrát ručně nastaven *Threshold* a srovnán s automatickou detekcí metody *Intermode (Auto)*. Z těchto dat bude

sestavena matice snímků pro zjištění vhodných oblastí s vysokou relativní hustotou, které budou sloužit k bližšímu prozkoumání použitých procesních parametrů.

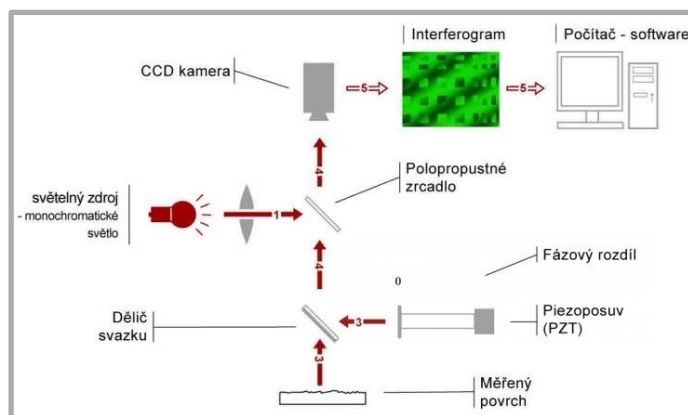


Obr. 4-5 Vyhodnocení porosity v ImageJ - FIJI

4.2.4

4.2.4 Měření drsnosti povrchu profilometrem Bruker Contour GT-X8

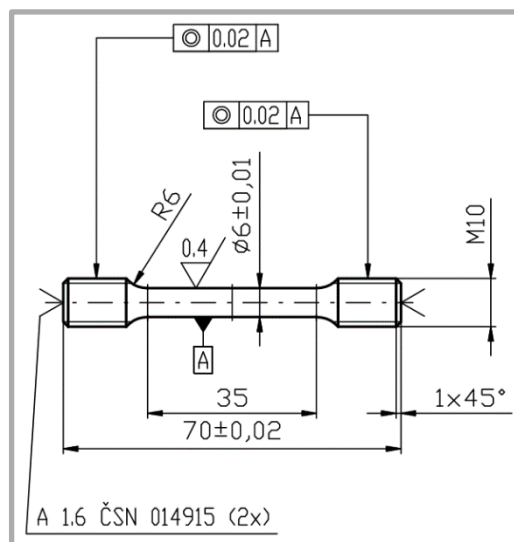
Vyhodnocení drsnosti povrchu plochých vzorků bylo provedeno na 3D optickém interferometru Bruker Contour GT-X8, využívající rychlé bezkontaktní měřicí metody. Ke zpracování dat sloužil software Vision 64. K osvětlení vzorku je použito monochromatického světla, které produkuje vysokou intenzitu o jedné vlnové délce. Princip měření je zobrazen na obr. 4-6. Pro měření povrchu bylo použito osvětlení *Green (narrow band)*.



Obr. 4-6 Princip optické interferometrie [36]

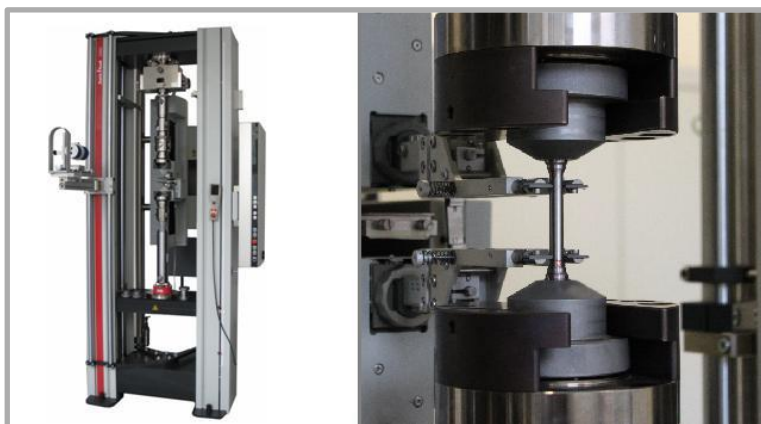
4.2.5 Testování mechanických vlastností

Při dosažení relativní hustoty více než 99 % a ověření testu opakovatelnosti, byly vyrobeny vzorky pro tahovou zkoušku. Z polotovarů čtvercového průřezu 12×12 mm a délky 70 mm vytištěných na SLM byly zkušební vzorky (obr. 4-7) obrobeny dle normy DIN 50125-B. Samotná stavba byla provedena tak, že vzorky byla na platformě stavěny horizontálně, respektive svíraly se stavěcí platformou 0°. V rámci testování mechanických vlastností bylo potřeba ověřit vliv precipitačního vytvrzování na tyto vlastnosti.



Obr. 4-7 Výkres vzorku pro tahovou zkoušku

Testování mechanických vlastností probíhalo na stroji Zwick Z250, které je schopné vyvodit zatížení až 150 kN. Výsledkem tahové zkoušky byly hodnoty meze kluzu, meze pevnosti, modul pružnosti, tažnost a zúžení. Tahová zkouška je vyhotovena dle normy ČSN EN ISO 6892-1 pro testování kovových materiálů za pokojové teploty. Norma předepisuje rychlost pohybu čelisti 1 mm/min do meze kluzu. Za touto mezí je rychlost čelisti 2 mm/min.



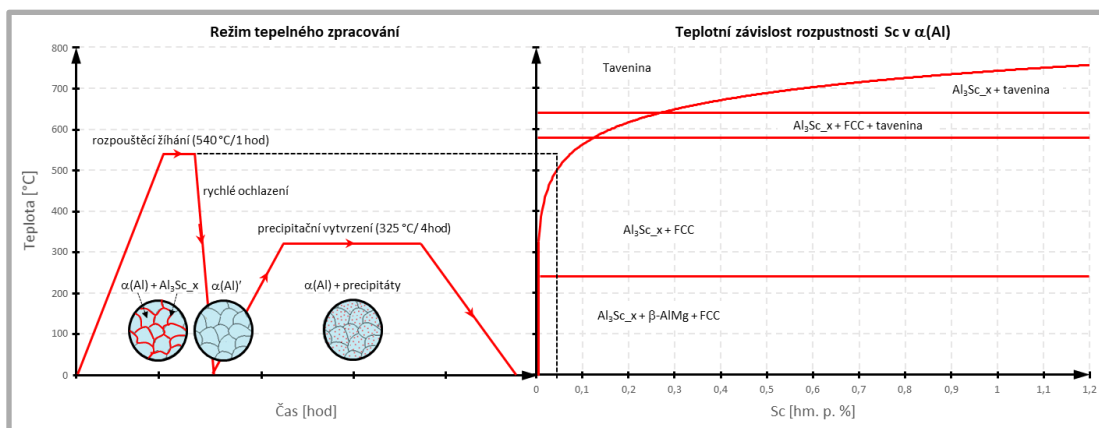
Obr. 4-8 Zařízení ZWICK Z250 a zkoušený tahový vzorek

4.2.6 Tepelné zpracování – precipitační vytvrzování

U slitin hliníku jsou používány dva hlavní způsoby tepelného zpracování. Nejčastěji se používá žíhání, např. rekrytalizační, stabilizační, homogenizační, ke snížení vnitřního napětí a precipitační vytvrzování. Při procesu precipitačního vytvrzování dochází ke zlepšení především pevnosti a tvrdosti. Pro zlepšení těchto vlastností je potřeba dodržet předepsané postupy, proto byl navržen přesný postup tepelného zpracování (obrázky 4-9), který se skládá ze čtyř základních fází:

1. Rozpouštěcí žíhání – 540 °C/1 hod
2. Rychlé ochlazení ve vodě
3. Precipitační vytvrzení – 325 °C/4 hod
4. Pomalé ochlazení v peci – menší než 50 °C/1 hod

Teplota rozpouštěcího žíhání byla zvolena na základě binárního diagramu, který byl sestaven kolektivem *Spiers et al.* v odborném článku. Ohřev probíhá nad křivkou změny rozpustnosti a výdrže na této teplotě. Při ohřevu nesmělo dojít k dalšímu navýšení teploty, respektive dostat se nad teplotu solidu. Následkem by byla tvorba hrubozrnné struktury a k tomu by mohlo dojít i při dlouhé výdrži na této teplotě. Při rychlém ochlazení je slitina dobře tvárná a nehrozí vznik prasklin v důsledku vnitřního napětí. Teplota vytvrzení byla stanovena jako střední hodnota na základě studie odborných článků, kdy výdrž na teplotě probíhala v rozsahu (300–350) °C po dobu 4 hodin.



Obr. 4-9 Navržený postup pro tepelné zpracování – částečně převzato [33]

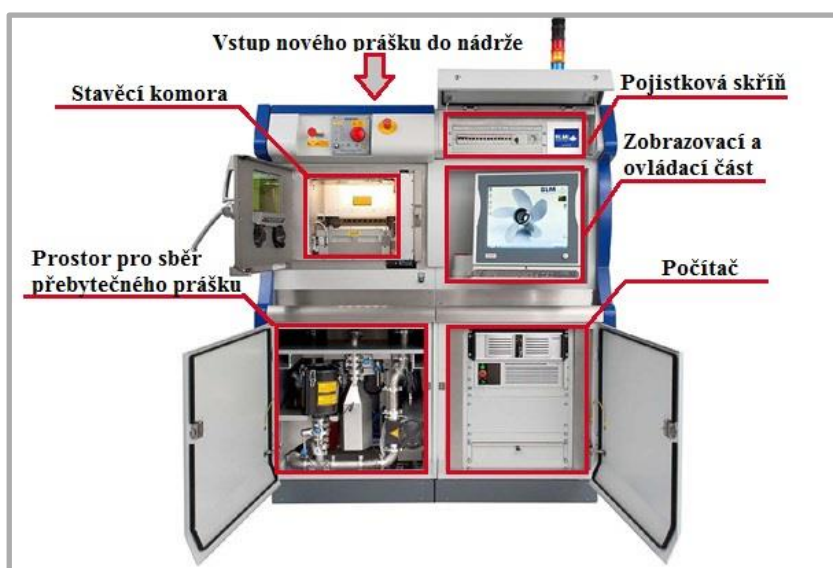
4.2.7 Výrobní zařízení SLM 280^{HL}

Stroj je vybaven YLR laserem s Gaussovým rozložením intenzity laserového paprsku dosahující maximálního výkonu 400 W. Veškeré stavby jsou realizovány tak, že stavební prostor je vyplněn inertní atmosférou dusíku. Než byla stavba spuštěna musela být koncentrace kyslíku maximálně 0,2 % a vyhřívání platformy bylo stanoveno na konstantní teplotu 120 °C. Před spuštěním stavby bylo nastaveno dvojité skenování první vrstvy pomocí *Initial exposure*, kvůli lepšímu spojení první vrstvy k platformě.

Tab. 4-2 Základní parametry výrobního zařízení SLM 280^{HL} [1]

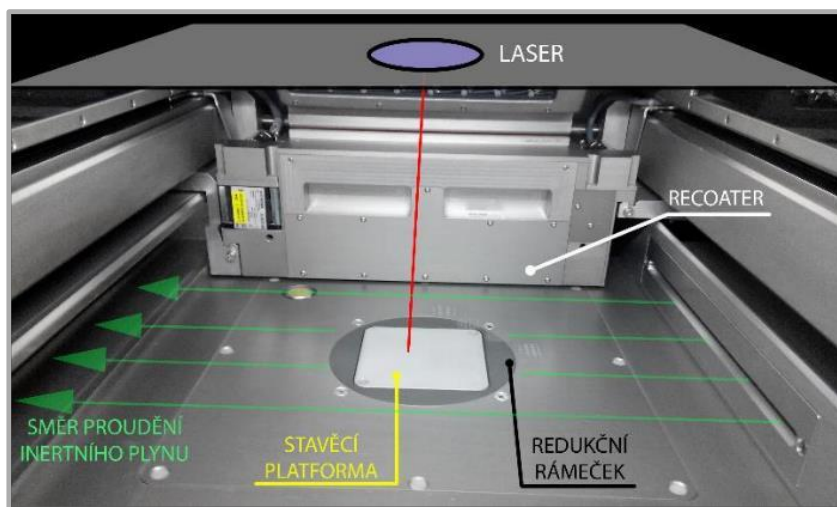
Stavební prostor (x×y×z)	280×280×365 mm
Výkon, typ laseru	400 W YLR
Průměr paprsku laseru	82 μm
Skenovací rychlost	max. 10 m/s
Stavěcí rychlost	20 cm ³ /h
Tloušťka vrstvy	20 – 75 μm
Minimální tloušťka stěny	150 μm

Rozmístění hlavních částí výrobního zařízení SLM 280^{HL} je vyobrazeno na obr. 4-10, kde v horní části zařízení se nachází *Main Tank* určený pro plnění prášku, který je po sléze dopravován do nanášecího zařízení tzv. *Recoateru*.



Obr. 4-10 Hlavní části výrobního zařízení SLM 280^{HL} [1]

Recoaterem uloženým na lineárních pojezdech se nanese požadovaná výška vrstvy prášku na stavěcí platformu a přebytečný prášek propadá skrz přepady. Odtud směřuje do láhve pro sběr přebytečného prášku, kde je uchován pro další použití. Pomocí PC je celý systém procesu výroby ovládán a monitorován. Součástí komory jsou dvě čidla, která měří obsah kyslíku v komoře (maximálně 0,2 %) a průtok inertního plynu méně než (3–4) l/min, který je do komory dopravován pomocí kompresorové jednotky. V těsné blízkosti nad stavěcí platformou proudí inertní atmosféra (Ar/N₂), z důvodu odvodu aerosolů a spálených částic, které vznikají během procesů tavení prášku. Pro účely experimentu je využito stavěcí platformy BV100 o rozměrech 98×98 mm, která je usazena v redukčním rámečku.



Obr. 4-11 Hlavní prvky stavěcí komory [38]

5. VÝSLEDKY

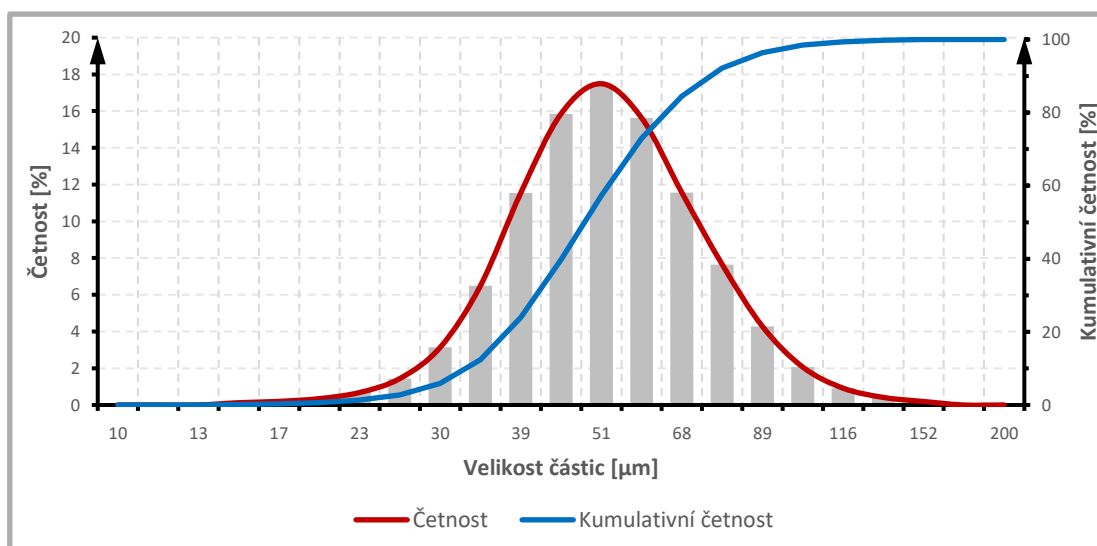
5

5.1 Distribuce částic

5.1

Pro zjištění distribuce částic dodaného prášku bylo využito přístroje LA-950 od firmy HORIBA, který pracuje na principu laserové difrakce. Laser je rozptýlen a na základě intenzity a úhlu rozptylu je určena velikost částic.

Analyzovaný prášek je složen z částic (obr. 5-1) různých velikostí v určitém rozsahu. Množství částic v daném rozsahu velikosti je popsáno tzv. distribuční funkcí. Pro proces SLM je nejvýhodnější kombinace jemných a hrubých částic, protože jemné částice vyplní volný prostor kolem hrubých částic, a tak je dosaženo větší relativní hustoty nanesené vrstvy prášku.



Obr. 5-1 Distribuce velikosti částic materiálu Scalmetalloy®

Z distribuční analýzy vyplynulo, že průměrná velikost částic je přibližně 47 μm , což pro běžně používanou tloušťku vrstvy 50 μm není zcela vhodné. Důvodem je, že větší částice by mohly narušit homogenitu nanášené vrstvy. Narušení homogenity by se projevovalo tvorbou tenkých rýh ve vrstvě. Dále tyto částice mohou způsobovat vyšší opotřebování gumového břitů nanášecího zařízení. Při nadměrném opotřebení břitů by mohlo dojít během stavby k jeho rozpadu nebo uvolnění z nanášecího zařízení a tím zastavení procesu výroby. Pro další výzkum bude zvolena velikost nanášené vrstvy recoaterem 60 μm .

Tab. 5-1 Charakteristické parametry prášku Scalmetalloy®

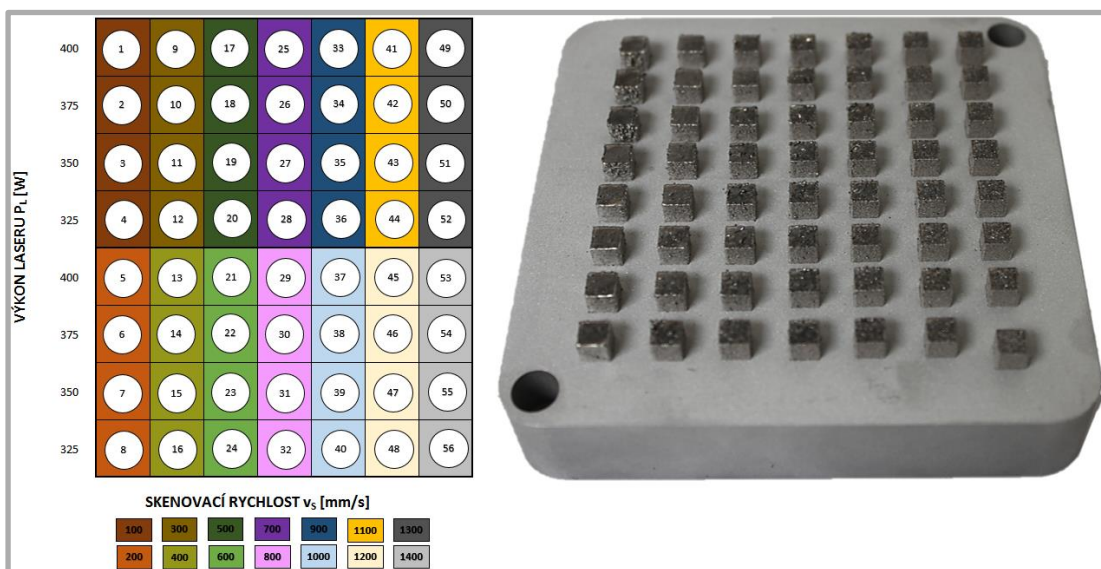
Medián [μm]	Průměr [μm]	D ₁₀ [μm]	D ₅₀ [μm]	D ₉₀ [μm]
47,2	50,2	31,5	47,2	73,1

5.2 Objemové vzorky

Na základě zjištěných procesních parametrů ze stroje EOS (tab. 5-2) byl pro zvolenou tloušťku vrstvy stanoven ze vztahu (2-1) výkon laseru na maximální dosažitelnou hodnotu 400 W. V rámci experimentu byla navržena procesní mapa v rozsahu výkonu laseru (325–400) W a skenovací rychlosti (100–1400) mm/s. Z analýzy prášku byla použita tloušťka vrstvy 60 μm a šrafovací vzdálenost stejná jako na výrobním zařízení EOS M270.

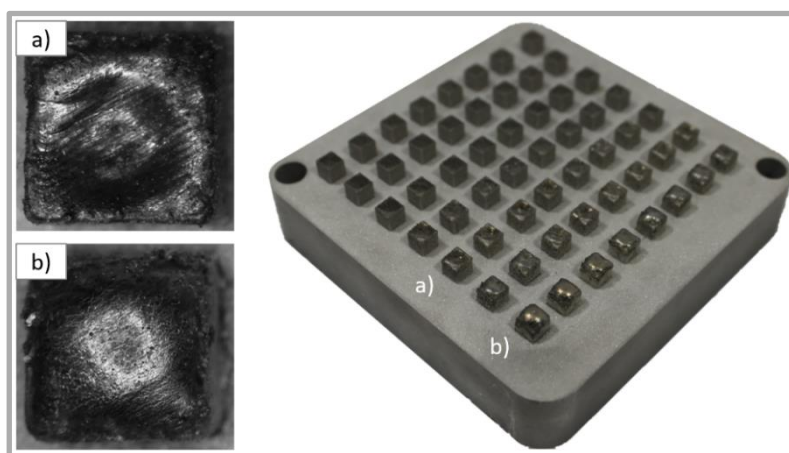
Tab. 5-2 Optimální procesní parametry - EOS M270

Objemová hustota energie [J/mm^3]	E_v	222,2
Výkon laseru [W]	P_L	400
Skenovací rychlost [mm/s]	v_s	300
Šrafovací vzdálenost [μm]	Δy_H	100
Tloušťka vrstvy [μm]	t_L	60



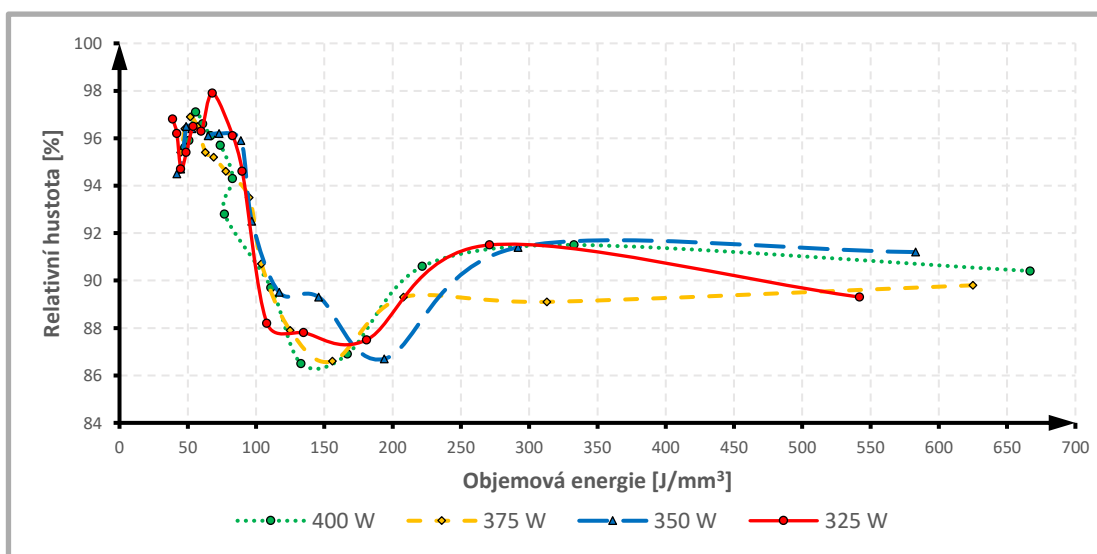
Obr. 5-2 Návrh procesní mapy a vytištěné objemové vzorky – stavba 01

V průběhu tisku se v oblasti skenovací rychlosti (100–600) mm/s objevovaly defekty v kontrole vrstvy, ale i přes to byly vzorky vyrobeny. Tato oblast po tisku byla stanovena jako defektní z důvodu přivedení velké objemové energie do vzorků v uvedené skenovací rychlosti. Výsledkem byl vznik konkávní plochy (obr. 5-3b) a s postupně klesající energií vznik konvexní plochy (obr. 5-3a) na čele vzorku.



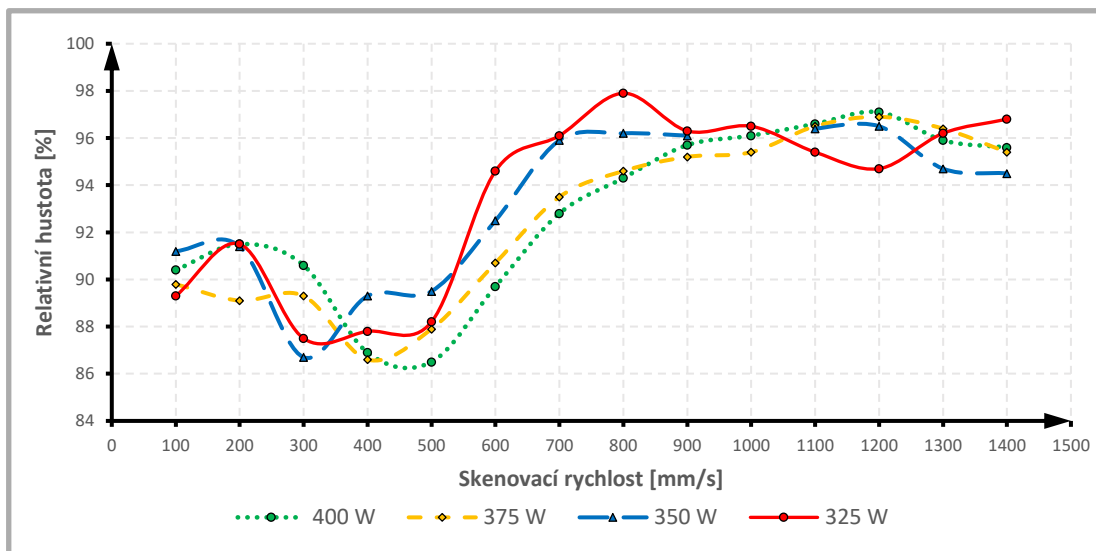
Obr. 5-3 Povrchové defekty na objemových vzorcích

Na metalograficky vyleštěných vzorcích proběhlo vyhodnocení porozity a výsledky byly vyneseny do grafu. Graf na obr. 5-4 představuje závislost vstupující objemové energie paprsku laseru na relativní hustotě vyrobeného dílu. Relativní hustota (RH) zásadně roste se snižující se objemovou energií a trend růstu začíná přibližně v oblasti $E_v = 130 \text{ J/mm}^3$ a roste až do meze, kdy $E_v = 60 \text{ J/mm}^3$. V této oblasti je dosaženo RH okolo $96 \pm 0,5 \%$ u všech čtyř použitých výkonů laseru.

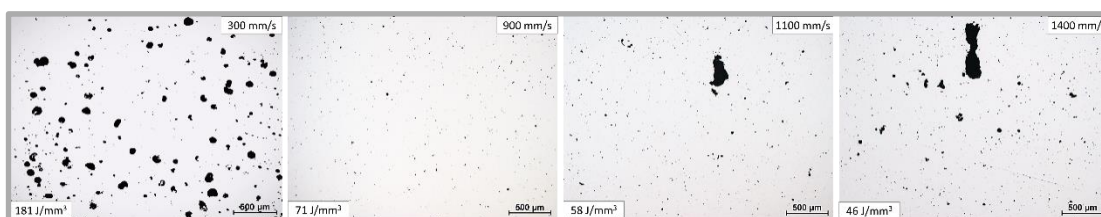
Obr. 5-4 Závislost relativní hustoty na objemové energii při $\Delta y_H = 0,1 \text{ mm}$

Ze stejných dat byl vytvořen graf (obr. 5-5) závislosti relativní hustoty na skenovací rychlosti. V oblasti skenovací rychlosti (100–500) mm/s dochází k tvorbě velkých metalurgických pórů. Vznik těchto pórů je spojen s přivedením vysoké objemové energie a dochází tak k neustálému přetavování již vytvořených vrstev. Oblast skenovací rychlosti (800–1100) mm/s byla vyhodnocena pro všechny čtyři použité výkony laseru jako perspektivní, jelikož v objemu se objevovaly pouze malé metalurgické póry s různou četností z hlediska jejich velikosti. U skenovací rychlosti nad 1100 mm/s je na metalografických výbrusech (obr. 5-6) patrný vznik dutin, jejichž počet a velikost se zvětšuje se zvyšující se rychlostí. Dutiny jsou způsobeny

přivedením nedostatečné energie ($E_v \approx 55 \text{ J/mm}^3$) do místa, kde má vznikat tavná lázeň. Tím pádem nedochází k dokonalému roztavení částic prášku (především částic větších rozměrů) a následnému vytvoření homogenní vrstvy při tuhnutí taveniny.



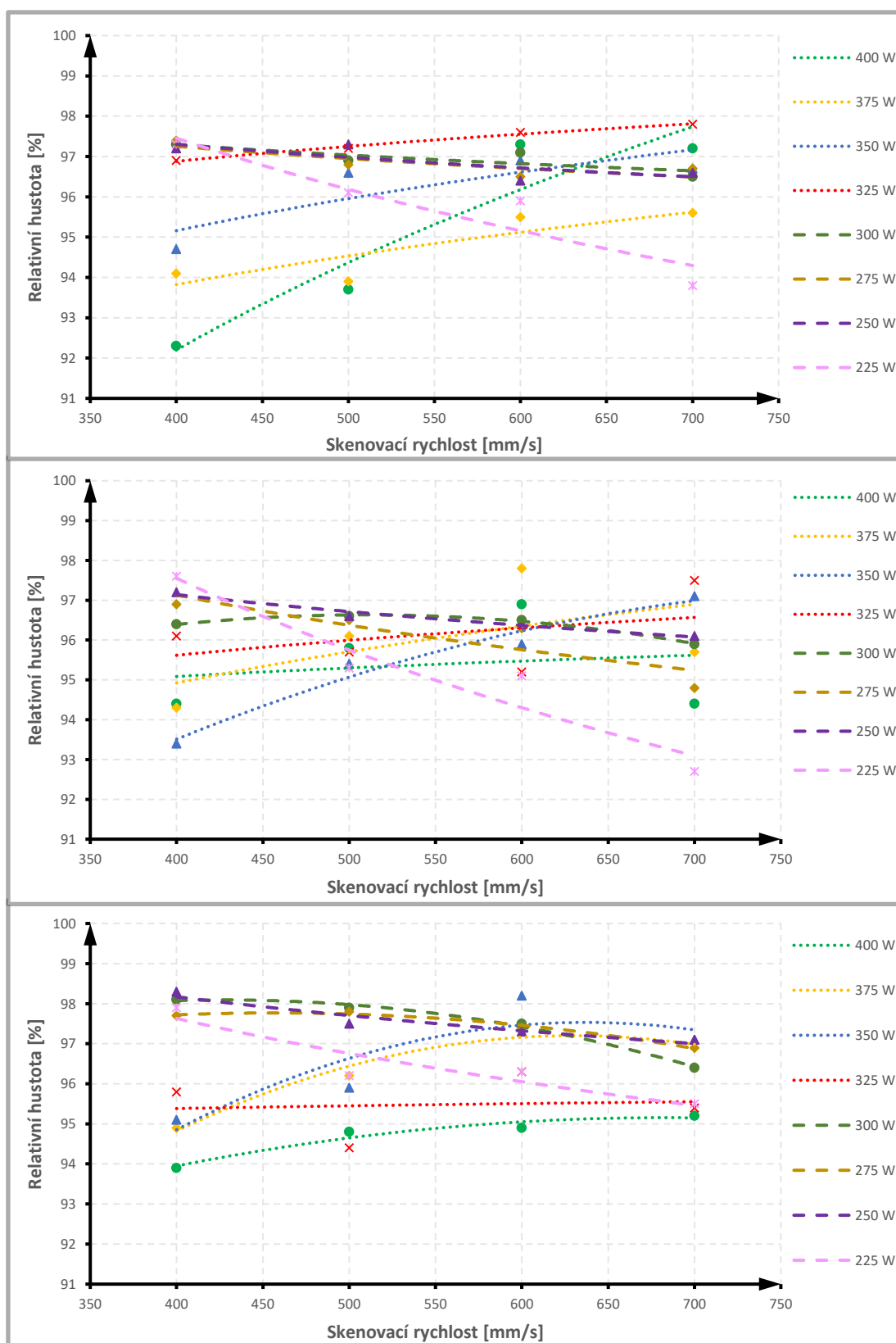
Obr. 5-5 Závislost relativní hustoty na skenovací rychlosti při $\Delta y_H = 100 \mu\text{m}$



Obr. 5-6 Změna typu a velikosti porozity v závislosti na skenovací rychlosti

V rámci dalšího vyhodnocení bylo provedeno srovnání výsledků RH vzorků, u nichž byla použita šrafovací vzdálenost (120–160) μm a rozsah výkonu byl nastaven na (225–400) W. Z následujících grafů (obr. 5-7) vyplývá, že při použití větší šrafovací vzdálenosti než 120 μm v oblasti nízkých rychlostí lze pozorovat nárůst RH při použití menších výkonů laseru. Zároveň lze prokazatelně říct, že zvětšující se parametr šrafovací vzdálenosti nepřispívá k nárůstu RH. Z tohoto experimentu vyšly nejvyšší hodnoty RH při použití šrafovací vzdálenosti 120 μm , skenovací rychlosti (400–500) mm/s a výkonu laseru (225–300) W. Při těchto parametrech je stavba realizovaná maximálně 9 cm^3/hod .

Pro další testy byla zvolena perspektivní oblast za použití vyšších výkonů laseru (325–400) W, skenovacích rychlostí (800–1100) mm/s a šrafovací vzdálenosti 100 μm . Použitím těchto parametrů je rychlost stavby více než dvojnásobná.

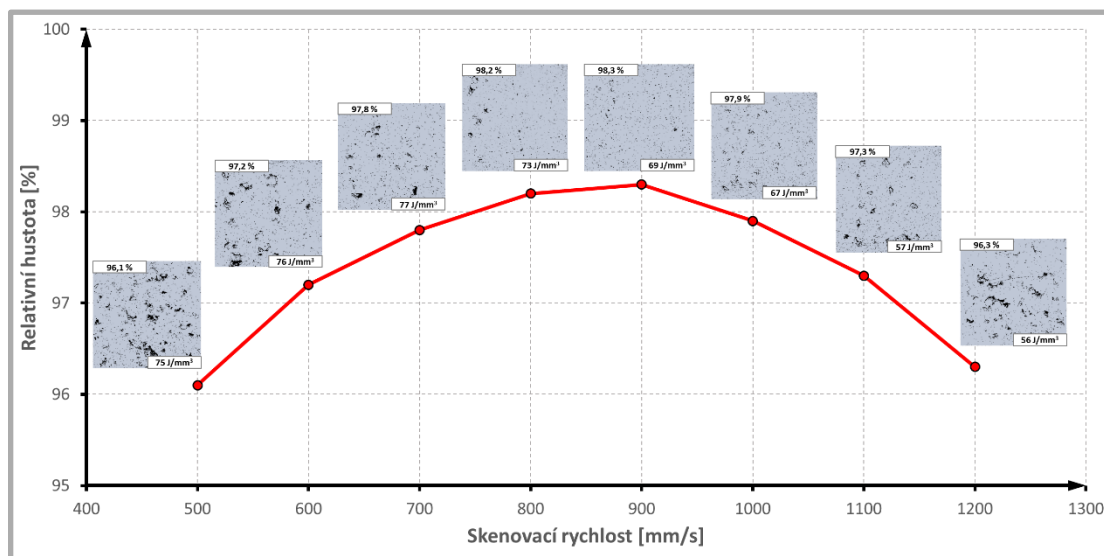
Obr. 5-7 Závislost relativní hustoty na skenovací rychlosti $\Delta y_H = 120; 140$ a $160 \mu\text{m}$

Na základě přechozích zjištění lze říci, že optimální objemová energie vstupující do procesu leží v rozmezí objemové energie (60–70) J/mm³. Další stavba probíhala tak, že se tiskly objemové vzorky o rozměrech 13×13×5 mm reprezentující větší objem než předchozí vzorky. Parametr výkonu laseru a skenovací rychlosti byl zvolen dle tab. 5-3.

Tab. 5-3 Procesní parametry pro objemové vzorky – stavba 04

Objemová hustota energie [J/mm ³]	E_v	55 - 75
Výkon laseru [W]	P_L	225 - 400
Skenovací rychlost [mm/s ¹]	v_s	500 - 1200
Šrafovací vzdálenost [μm]	Δy_H	100

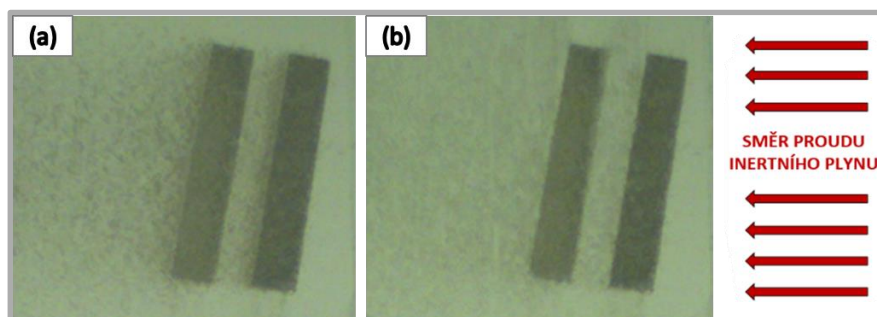
Při vyhodnocování se ukázalo, že nejlepšího výsledku RH (98±0,3 %) lze dosáhnout při výkonech (325–375) W a rychlosti 900 mm/s. Na předchozí stavbě bylo prokazatelně dokázáno, že na výbrusech se objevují dutiny, které souvisí s přivedením nízké energie. Tyto defekty se projeví i v případě vzorků, kde by energie měla být ideální, proto je pravděpodobné že ke vzniku dutin dochází i jiným procesem během výroby. Vznik těchto dutin je popsán v následujícím odstavci.



Obr. 5-8 Vývoj relativní hustoty v závislosti na skenovací rychlosti - stavba 04

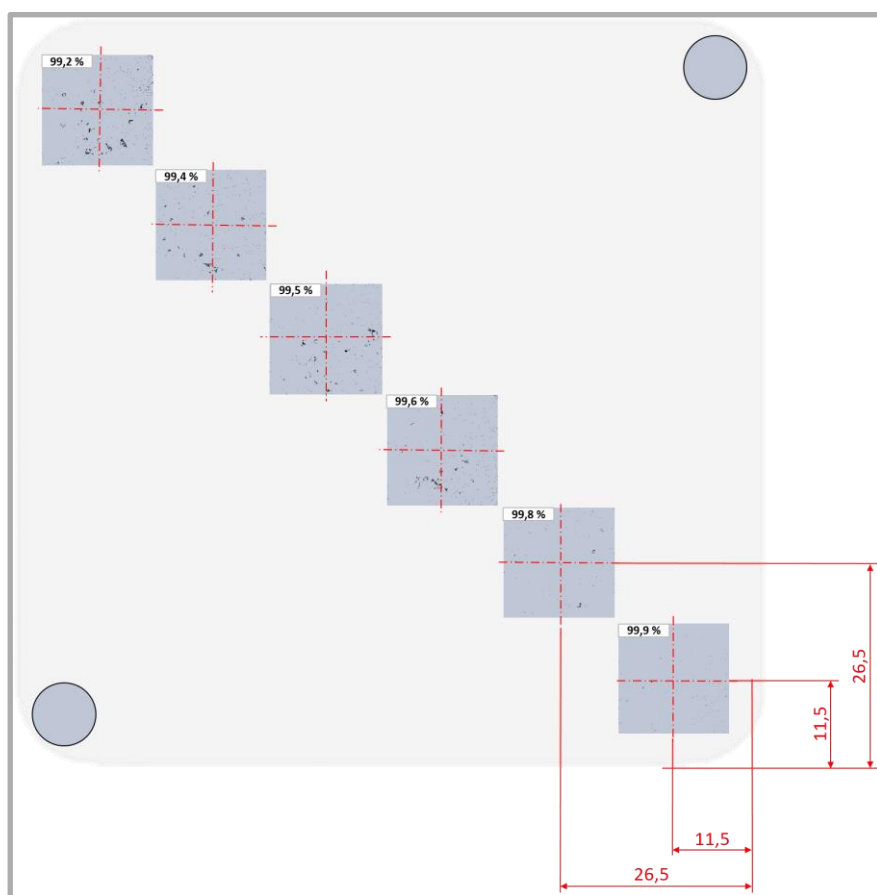
Pro experimentální ověření vlivu rozmístění vzorků na platformě byl použit výkon laseru $P_L = 375$ W a skenovací rychlosti $v_s = 900$ mm/s. V následující stavbě byly vzorky umístěny na diagonále platformy tak, aby se navzájem nepřekrývaly (obr. 5-10). Důvodem je, že na předchozí stavbě byla vyzorována tvorba velkého množství spálených částic (obr. 5-9b) při procesu tavení. Částice, které jsou takto ponechány na naskenované vrstvě, jsou při dalším nanesení prášku a skenováním laserem zataveny, což má za následek vznik dutin.

Z tohoto důvodu bylo vypnuto nanášení *Recoaterem* v obou směrech a nanášení probíhalo pouze v jednom směru. Výsledkem je to, že při pohybu dozadu jsou spálené částice břitem shrnuty (obr. 5-9a) do okolního prášku a při pohybu dopředu teprve dochází k nanášení nové vrstvy prášku.



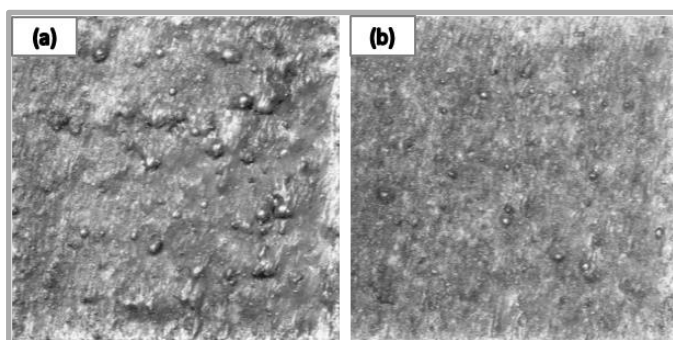
Obr. 5-9 Vliv nanášení v jednom směru na spálené částice

Vypnutím nanášení prášku v jednom směru a nastavení výkonu pumpy na 95 % bylo dosaženo zvýšení RH o 1 % pro vzorek, který byl umístěný nejdále od vstupu proudu inertní atmosféry (vlevo nahoře).



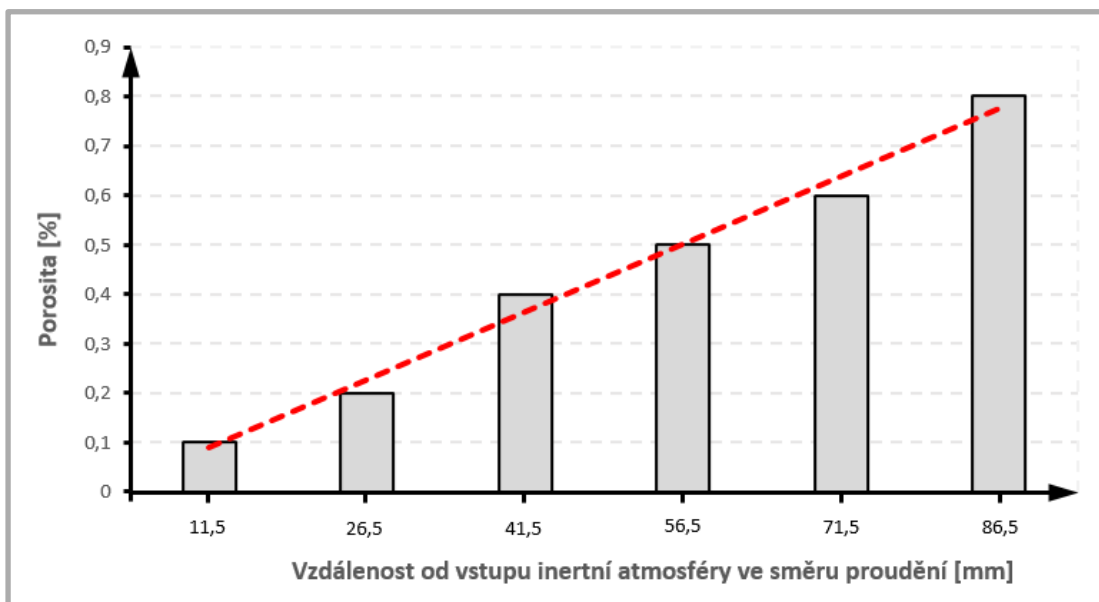
Obr. 5-10 Umístění vzorků na platformě v závislosti na porositě – stavba 05

Nejlepšího výsledku bylo dosaženo u vzorků umístěných v pravém dolním rohu, které jsou nejbližší vstupu proudu atmosféry na platformu (obr. 5-10). U vzorků umístěných dále od vstupu nemusí být dostatečný průtok atmosféry a může docházet k nedokonalému odvodu spálených částic z místa skenování. Na vzorcích v levém horním rohu došlo k ulpívání spálených částic (obr. 5-11a) na vytvořené vrstvě. Na obr. 5-11b je možné vidět, že u vzorků umístěných v pravém dolním rohu nedošlo v takové míře k ulpívání spálených částic na naskenované vrstvě.



Obr. 5-11 Uplývání částic na povrchu

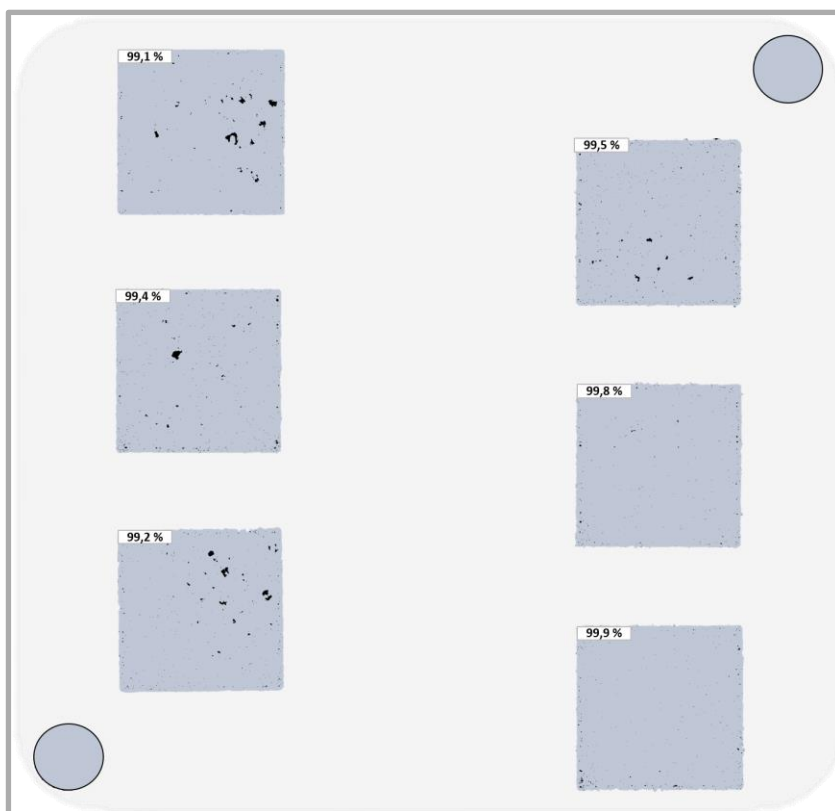
Vyhodnocená porozita byla vynesena do grafu (obr. 5-12), kde vzorky umístěné nejbližší ke vstupu dosahují porozity maximálně 0,2 %. Z předchozí stavby bylo zjištěno, že opakovatelnosti při cílové hodnotě RH okolo 99,9 % nelze tak snadno dosáhnout. Výsledek je ovlivněn například umístěním vzorku na platformě, což má za následek vyzorovaný jev ulpívání spálených částic na povrchu.



Obr. 5-12 Závislost porozity na vzdálenosti od vstupu inertní atmosféry

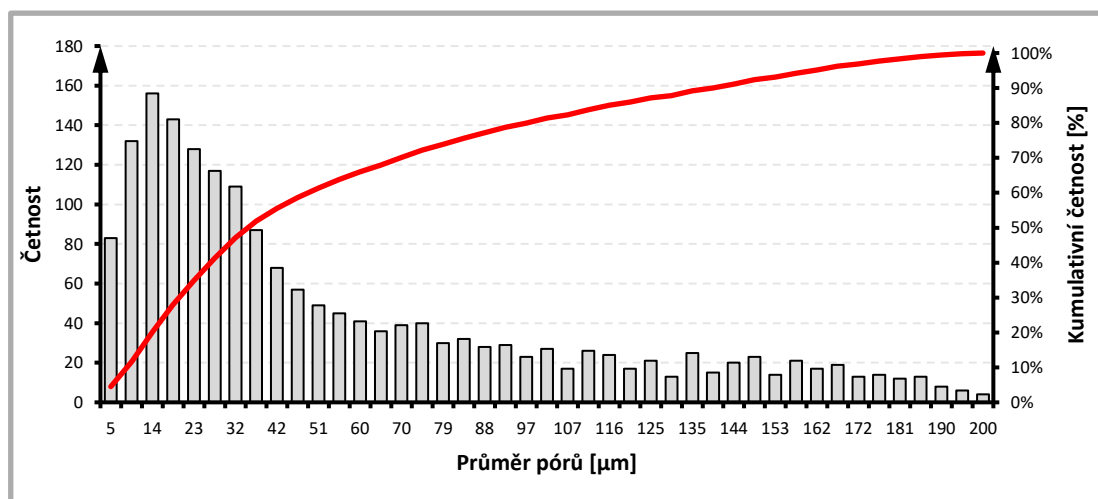
V následující stavbě byly vzorky umístěny dále od sebe, aby výsledek RH nebyl ovlivněn spálenými částicemi vznikajícími při procesu tavení. Z obr. 5-13 je patrné, že při stejných výrobních parametrech, ale různém umístění na platformě, lze získat odlišný výsledek s rozdílem až o 0,8 % porozity.

Dále bylo vypořádováno, že při skenování kontury dílu dochází k odmrštění spálených částic do místa, kde má být zhotoveno vnitřní šrafování. Tím pádem by mohlo dojít ke snížení podpovrchové porozity záměnou tisku vnitřního šrafování a spojovací a obvodové kontury. U tisku by bylo nejprve skenováno vnitřní šrafování, dále spojovací kontura a jako poslední obvodová kontura. O postupu skenování vnitřního šrafování a kontury bylo pojednáváno v kapitole 2.1.1.



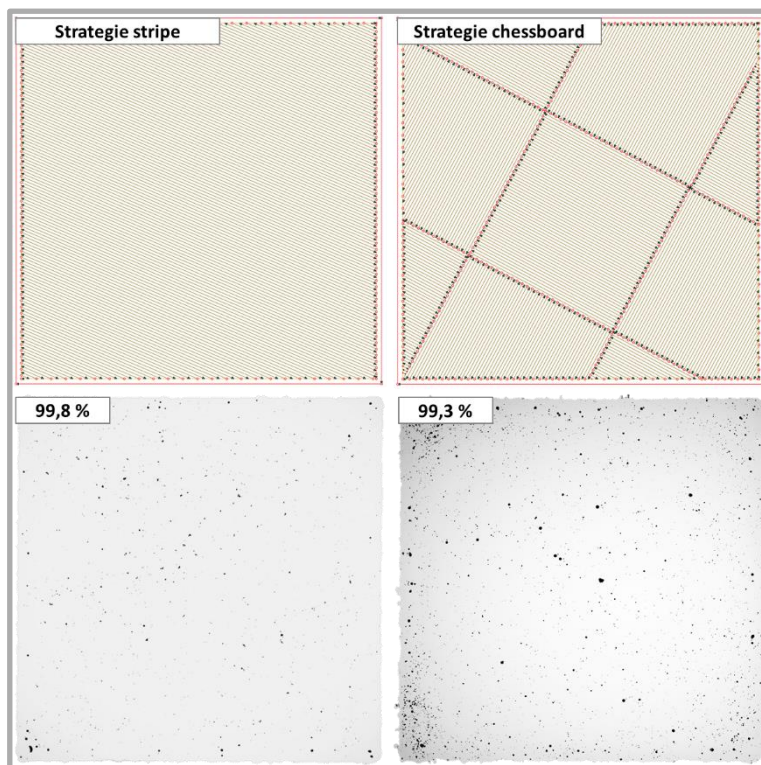
Obr. 5-13 Kontrola opakovatelnosti v závislosti umístění vzorků na platformě - stavba 06

Vzorek, u něhož nedošlo ke vzniku dutin byl podroben obrazové analýze v programu FIJI. Z analýzy byla zjištěna distribuce metalurgických pórů, pomocí funkce *Size Distribution*, kdy defektům byly vepsány kružnice o určitém průměru. Z grafu (obr. 5-14) vyplývá, že největší četnosti dosahují póry, a to v rozsahu (9 - 32) μm a dále trend četností větších pórů klesá. Z odborných článků bylo zjištěno, že i při správně zvolených procesních parametrech, nelze póry menší než 100 μm zcela eliminovat. Jedinou možností k jejich eliminaci je použití procesu HIP, kdy nedochází ke změně tvaru tělesa v jakémkoliv směru.



Obr. 5-14 Distribuce rozložení metalurgických pórů

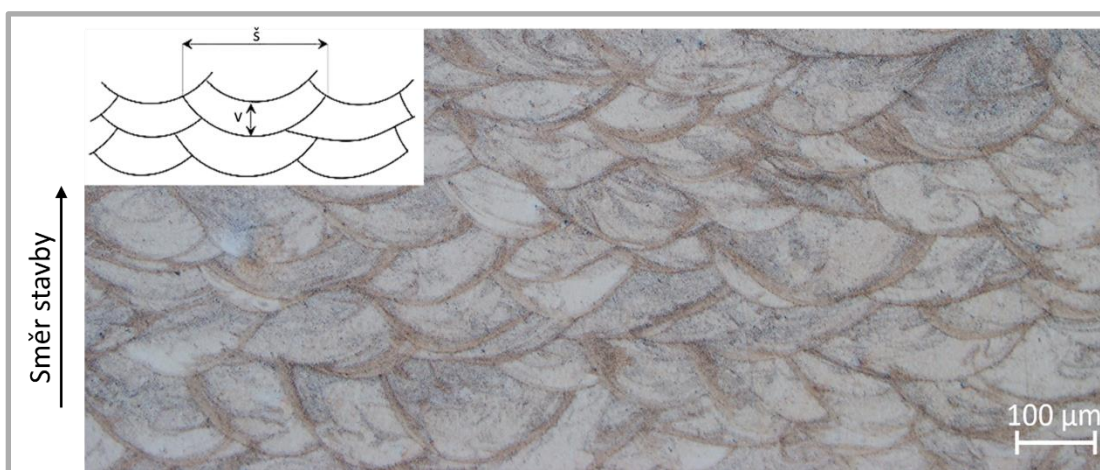
Na vzorcích, u kterých byla použita skenovací strategie *Stripe* a *Chessboard*, byl sledován vliv těchto strategií na tvorbu porozity. Pro *Chessboard* strategii bylo provedeno nastavení velikosti skenovaného políčka 3×3 mm a způsob skenování políčka byl zvolen *SpiralInOut*. Použité procesní parametry, především výkon laseru a skenovací rychlost pro tisk obou strategií, byly shodné. Z obr. 5-15 je patrné, že při použití skenovací strategie *Stripe* je dosaženo lepšího výsledku RH nejen ve vnitřním šrafování součásti, ale i v kontuře.



Obr. 5-15 Vliv skenovací strategie na relativní hustotu dílu

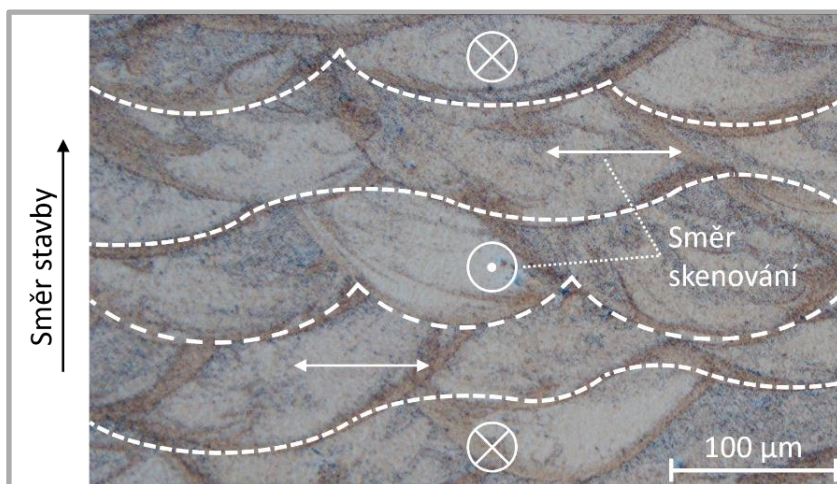
5.3 Analýza mikrostruktury

Objemový vzorek (stavba 06), u něhož bylo docíleno nejlepší RH, byl příčně rozříznut a podroben leptání, které zapříčiní zvýraznění mikrostruktury. Pro slitinu Scalmalloy[®], kterou tvoří většinový podíl hliník, se k leptání používá Kellerovo leptadlo, jehož objemové složení je následující: 1 % HF, 2,5 % HNO₃, 1,5 % HCl a 95 % destilované vody. Na obr. 5-17 je možné vidět jednotlivé návary, které dosahují průměrné šířky $(146 \pm 14) \mu\text{m}$. Průměrná výška návarů dosahuje $(80 \pm 12) \mu\text{m}$ pro $(N = 30)$. Výška průvaru do předchozí vrstvy je okolo $(35 \pm 4) \mu\text{m}$, což je ideální pro výšku nanášené vrstvy $(50\text{--}60) \mu\text{m}$.



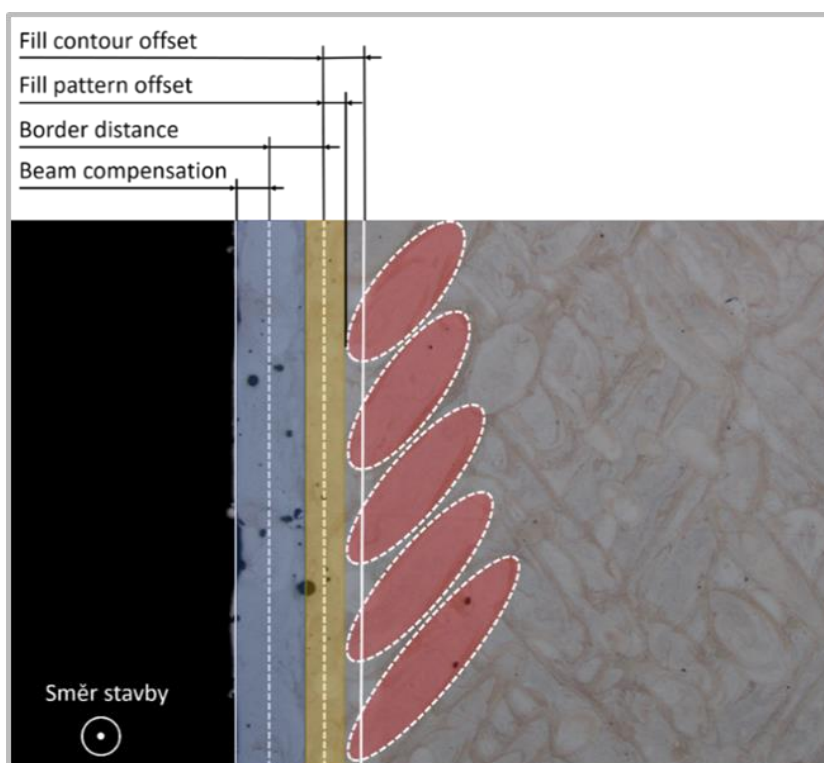
Obr. 5-16 Určení šířky a výšky návaru na naleptaném vzorku s orientací návarů v ose x

Na obr. 5-17 je znázorněna mikrostruktura příčně rozříznutého vzorku, na kterém je naznačena změna směru skenovaných drah laseru, které jsou vůči sobě pootočené o 79° v každé následující vrstvě. Na tomto detailnějším snímku nejsou patrné metalurgické póry v samotných návarech ani na hranicích návarů. Tuto skutečnost potvrzuje i následující obrázek (obr. 5-18), kde se v oblasti vnitřního šrafování neobjevují metalurgické póry.



Obr. 5-17 Mikrostruktura vzorku se změnou směru skenování ve vrstvách

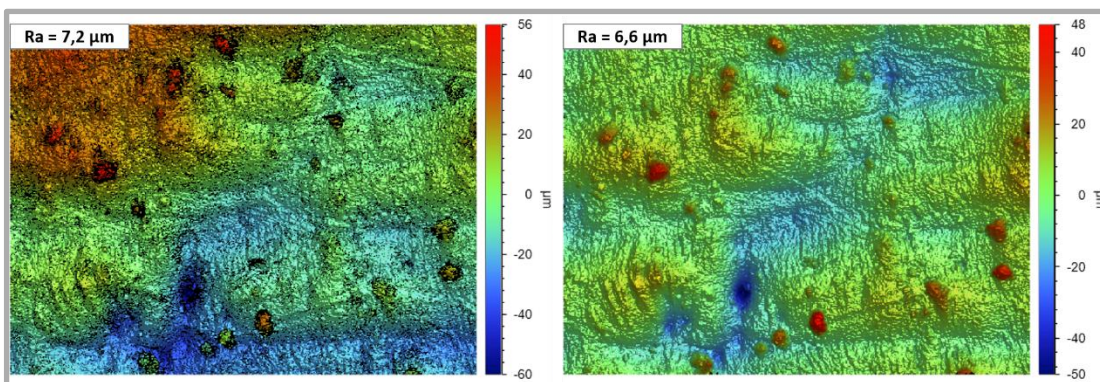
Po dosažení optimální RH v objemu součásti byla práce soustředěna na návrh procesních parametrů pro konturu součásti. V leptaném stavu lze snadno z drah laseru rozlišit rozhraní vnitřního šrafování (červená část) a kontury. Na obr. 5-18 je patrné, že oblasti hraniční kontury (modrá část) a rozhraní spojovací kontury (žlutá část) je patrná zvýšená porozita. Tato porozita je ovlivněna širokou škálou parametrů, obvykle nejvýznamnější vliv má zvolení vhodné kombinace výkonu laseru a skenovací rychlosti. Dále je možné upravovat i jiné parametry jako například parametr *Beam compensation*, který se volí jako polovina šířky návaru. Na základě této hodnoty je střed dráhy paprsku laseru posunut vůči původní hranici součásti.



Obr. 5-18 Mikrostruktura vzorku s rozšířenými parametry pro konturu

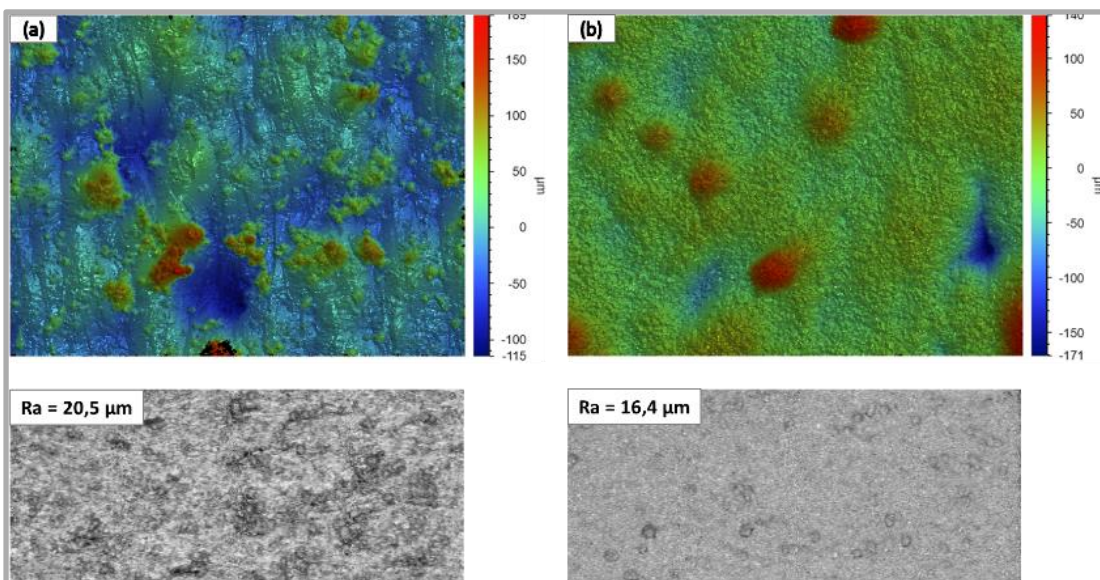
5.4 Analýza struktury povrchu

Měření probíhalo na stroji Bruker ContourGT-X8, u kterého byl použit objektiv se zvětšením 2,5×, proto největší možná snímaná plocha byla 1,3×0,9 mm. Při vyhodnocování se využilo Gaussova regresního filtru, který slouží pro odečtení vlnitosti od základního profilu a tím je získána střední aritmetická úchylka profilu (Ra). Na obr. 5-19 lze vidět rozdíl při vyhodnocení drsnosti povrchu bez odečtení (vlevo) a po odečtení vlnitosti (vpravo). Při správném nastavení regresního filtru a jeho použití lze získat zlepšení výsledku až o 8 %.



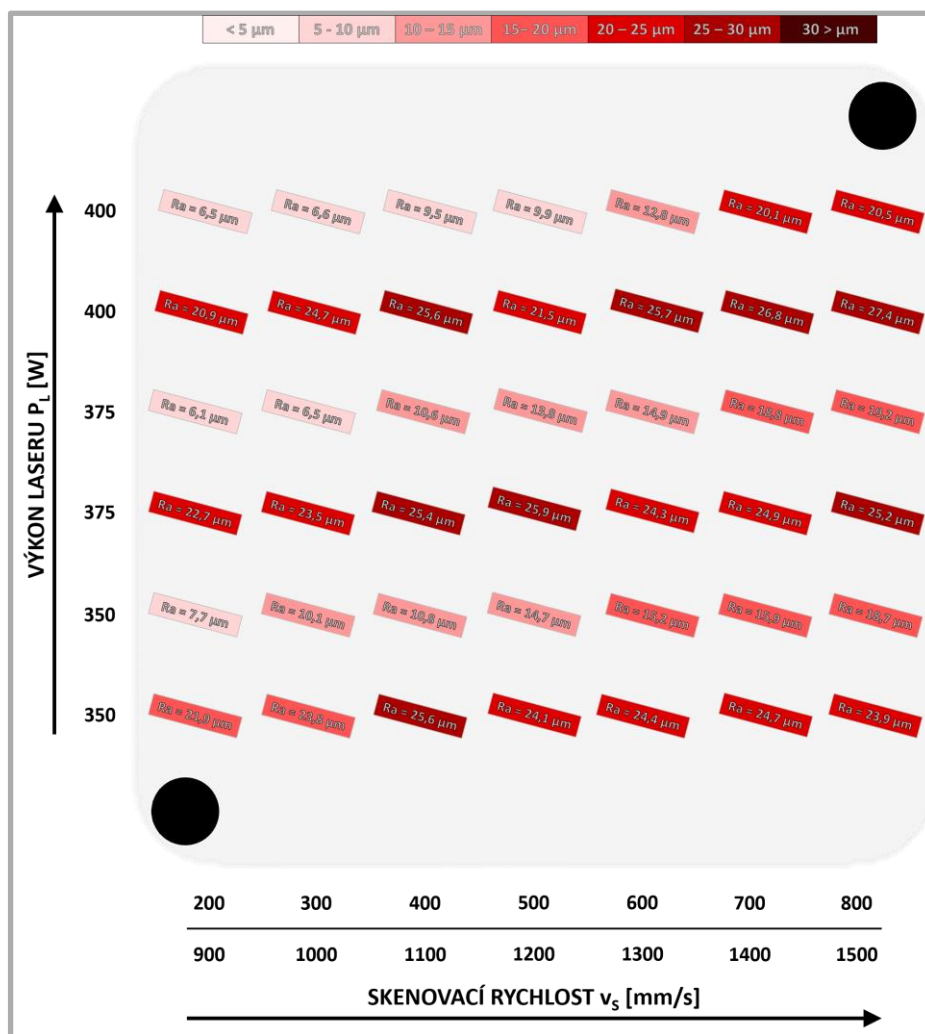
Obr. 5-19 Použití Gaussova regresního filtru

Vzorky, u nichž se ponechalo standartní nastavení pro tisk kontury dosahovaly průměrné drsnosti povrchu okolo 20 μm . Dosažená kvalita povrchu je zcela nevyhovující, protože samotnou drsnost nejvíce zhoršují přichycené částice (obr. 5-20a) na boční ploše dílu. Na základě tohoto zjištění byl použit *Postprocessing* ve formě tryskání abrazivních částic korundu. Tato metoda byla poměrně účinná a došlo k redukci (obr. 5-20b) přichycených částic z povrchu. Vzorky byly opět podrobeny analýze struktury povrchu, kde bylo dosaženo průměrné drsnosti povrchu okolo 16 μm . Pomocí technologie SLM je žádoucí získat co možná nejlepšího výsledku ve stavu *as built* tzn. stavu, kdy po samotném vyhotovení je díl schopen reprezentovat svou funkci bez použití dalších technologických operací. Na základě těchto požadavků byla práce soustředěna na snížení drsnosti povrchu pomocí vhodné kombinace výkonu laseru a skenovací rychlosti.



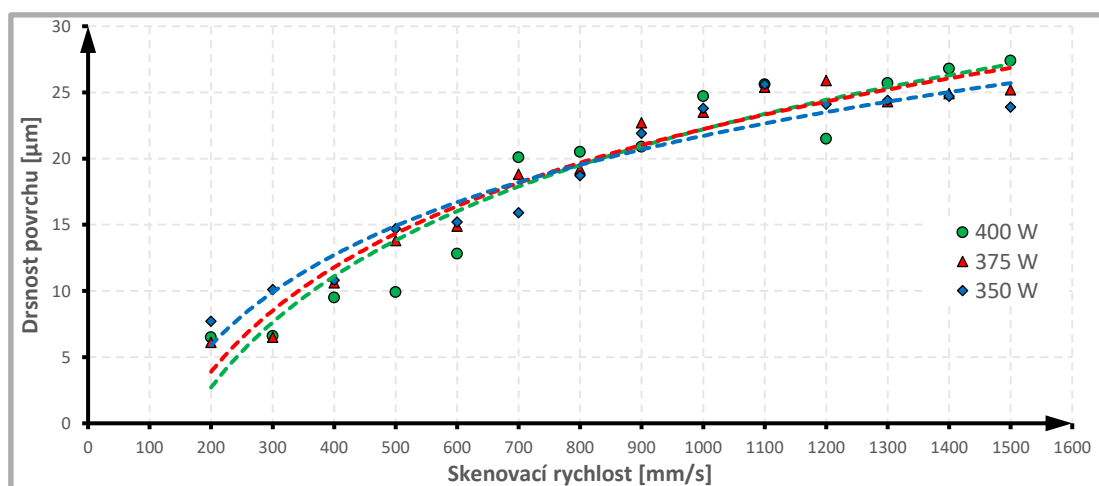
Obr. 5-20 Vliv tryskání korundem na drsnost povrchu

Pro zjištění co možná nejlépe dosažitelné drsnosti povrchu byl navržen experiment pro stavbu tenkostěnných vzorků o rozměrech $10 \times 8 \times 1$ mm. Parametr pro výkon laseru a skenovací rychlosti byl zvolen dle návrhu procesních parametrů pro tisk tenkostěnných vzorků na obr. 5-21. Postup pro pořadí skenování kontury a vnitřního šrafování byl zaměněn z důvodů snížení porozity u objemových vzorků, jak již bylo zmíněno dříve. Po skenování vnitřního šrafování může docházet vlivem nakumulovaného tepla v díle a následnému skenování kontury k natavení částic okolního prášku na boční stěnu vzorku.

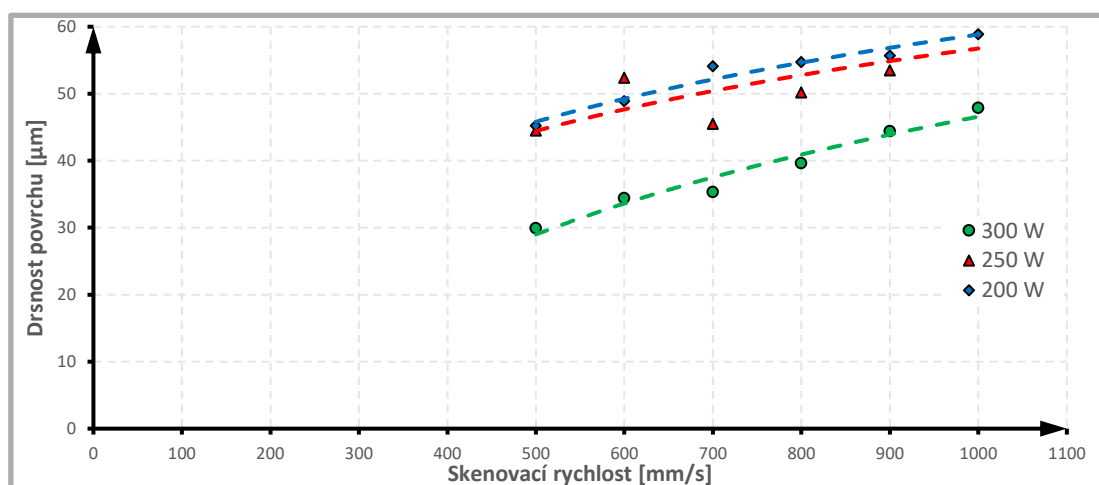


Obr. 5-21 Rozložení tenkostěnných vzorků na platformě

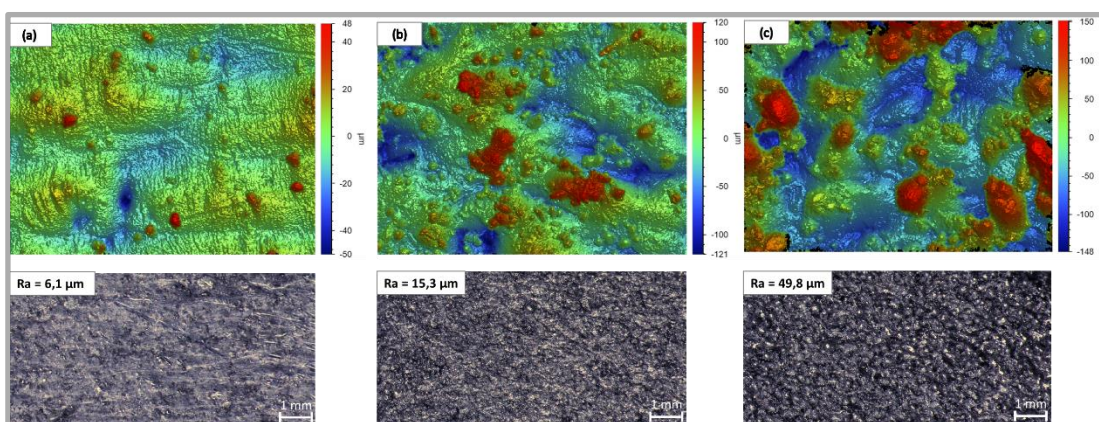
Z obr. 5-21 vyplývá, že pro docílení nízké drsnosti povrchu není zcela zásadní umístění vzorku na platformě, jakož tomu bylo při vyhodnocování porozity u objemových vzorků. Nejlepšího výsledku drsnosti povrchu ($6,1\text{--}7,5$) μm je dosaženo v oblasti skenovací rychlosti (200–300) mm/s pro všechny tři použité výkony laseru. Při analýze drsnosti povrchu bylo použito i menších výkonů laseru pro výrobu tenkostěnných vzorků. Použité výkony byly (200–300) W a skenovací rychlost (500–1100) mm/s. S těmito parametry bylo dosaženo výrazně horší kvality povrchu z důvodu většího množství natavení částic prášku na boční stěnu vzorku (obr. 5-24c).



Obr. 5-22 Závislost drsnosti povrchu na skenovací rychlosti



Obr. 5-23 Závislost drsnosti povrchu na skenovací rychlosti - menší výkony laseru

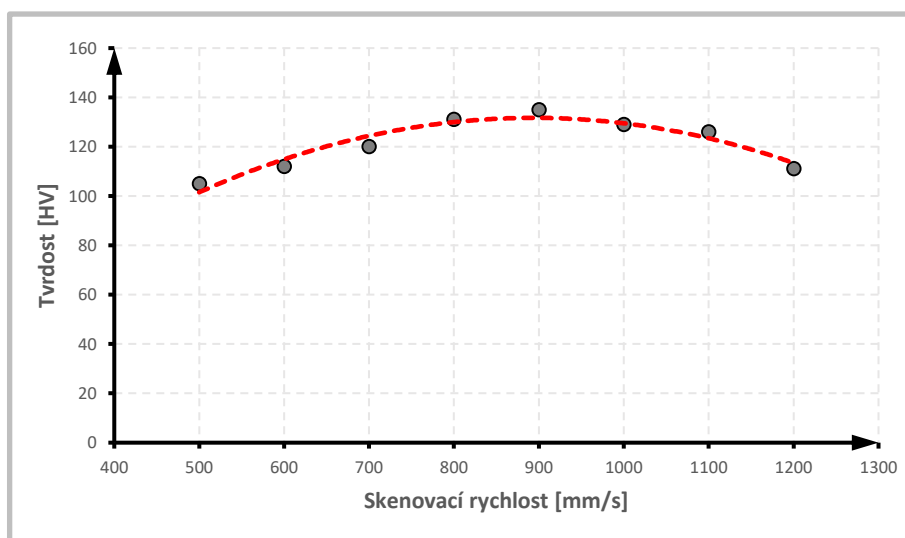


Obr. 5-24 Analýza drsnosti povrchu

5.5 Test mechanických vlastností

5.5.1 Dynamická zkouška tvrdosti materiálu

Na vzorcích (stavba 04) po vyhodnocení porozity byl proveden test tvrdosti pomocí odrazového tvrdoměru TH-1100. Test byl proveden tak, že vzorky byly ponechány na platformě, jelikož předepsaná hmotnost zkoušeného objektu je 1 kg. Tvrdost se měřila v 5 bodech proto, aby výsledek nebyl ovlivněn porozitou v místě měření. Z grafu závislosti tvrdosti na skenovací rychlosti (obr. 5-25) vyplývá, že nejvyšší průměrné tvrdosti podle Vickerse je možné dosáhnout při skenovací rychlosti 900 mm/s, což odpovídá nejvýše dosažené RH. Tento fakt je pochopitelný, protože tvrdost je definována jako odpor proti vnikání cizích těles, což póry v objemu tuto tvrdost snižují.



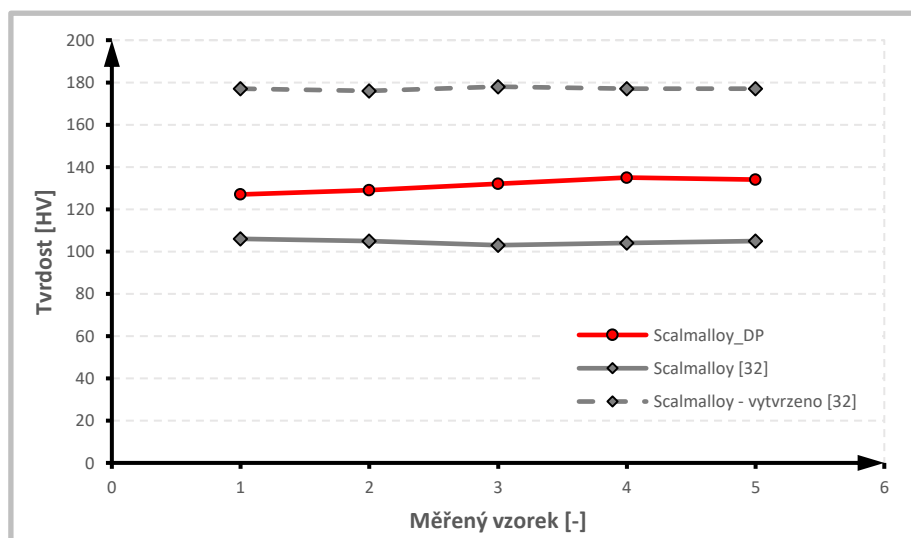
Obr. 5-25 Závislost tvrdosti na skenovací rychlosti – stavba 04

Pro odhad meze pevnosti byla použita norma ČSN EN ISO 18265. Tato norma pojednává o způsobu převodu hodnoty tvrdosti na hodnotu meze pevnosti v tahu pro oceli, nekovové materiály a jejich slitiny. Norma dále pojednává o úpravě měřeného vzorku. Měření má probíhat na vyleštěných zkušebních vzorcích s rovnoběžnými povrchy. Byl tedy proveden odhad meze pevnosti v tahu, přičemž výsledkem převodu je odhadovaná mez pevnosti až 415 MPa.

Tab. 5-4 Převod tvrdosti dle normy ČSN EN ISO 18265

Pevnost v tahu [MPa]	Brinell [HB]	Vickers [HV]	Rockwell [HRB]
385	114	120	66,7
415	124	130	71,2
450	133	140	75

Pro srovnání tvrdosti s výsledky získanými z rešeršní části proběhlo měření na tepelně nezpracovaných vzorcích (stavba 06). Průměrná naměřená tvrdost podle Vickerse vyšla 131 HV. Bylo dosaženo téměř o 20 % vyšší hodnoty tvrdosti, než kterou dosáhli *Palm et al.* ve své publikaci.



Obr. 5-26 Srovnání dosažené tvrdosti s tvrdostí z rešeršní části

5.5.2 Statická tahová zkouška

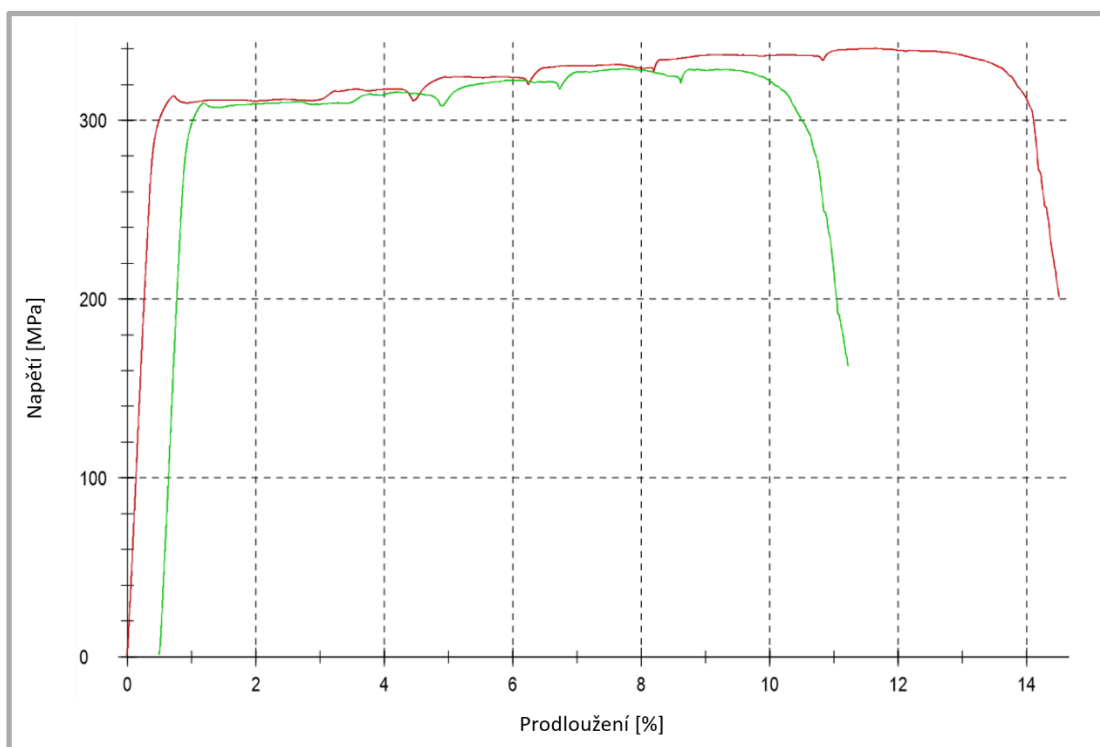
5.5.2

Na ústavu materiálových věd byly obrobena tahové vzorky dle výrobního výkresu. Tyto vzorky byly podrobeny statické tahové zkoušce, při které dochází k jednoosé tahové napjatosti až do přetržení. Nejlepší dosažený výsledek pro testovaný SLM vzorek je $R_e = 309$ MPa a $R_m = 340$ MPa. Dosažené výsledky u testovaných vzorků jsou uvedeny v následující tabulce.

Tab. 5-5 Výsledky tahové zkoušky SLM vzorků

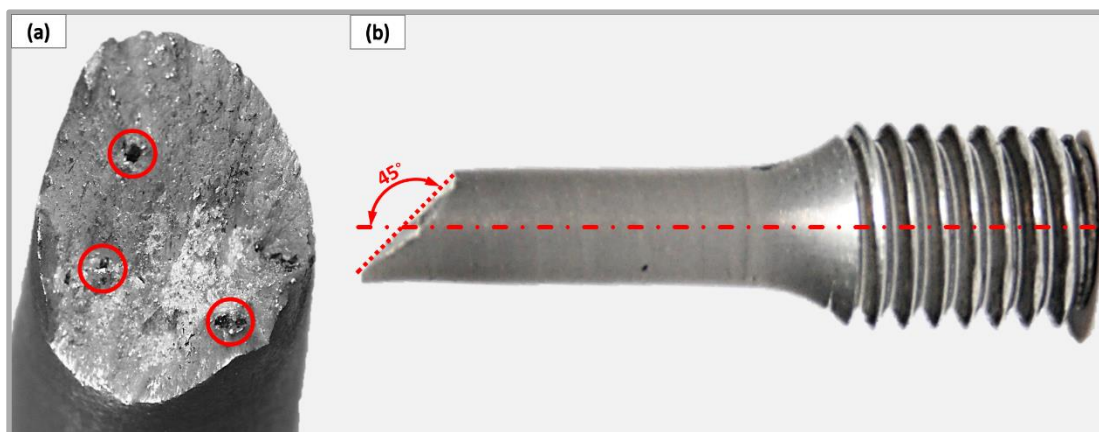
Označení vzorku	E [GPa]	R_e [MPa]	R_m [MPa]	R_B [MPa]	A [%]	Z [%]
	77,9	309	340	201	14,2	19,9
	75,7	304	329	162	10,5	20,8

Z výsledků tahové zkoušky lze prokazatelně říct, že odhadovaná mez pevnosti z testu tvrdosti odrazovým tvrdoměrem je pouze orientační a směrodatný výsledek udává tahová zkouška. Rozdílný výsledek je způsoben patrnou porozitou, která je zřejmá na lomové ploše. Tato porozita měla vliv na průběh tahové zkoušky (obr. 5-27), kdy je možné sledovat za mezí kluzu u obou vzorků výkyvy napětí. Důvodem je iniciace mikrotrhlin od koncentrátorů napětí (póry), následné odlehčení čelistí a poté dochází k dalšímu zatěžování.



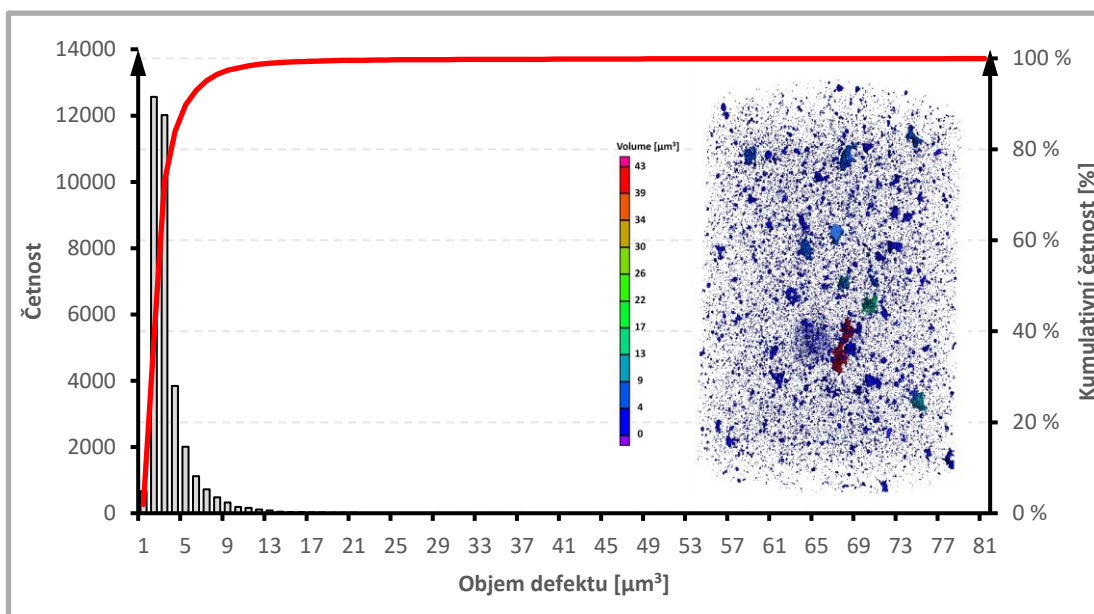
Obr. 5-27 Graf tahové zkoušky SLM vzorku

Z lomové plochy lze usoudit, že se jedná o smíšený lom, u kterého nepředcházelo k významné makro-plastické deformaci (nejčastěji lokální zúžení – vznik krčku). Poté došlo k šíření štěpné trhliny od zárodků porozity (obr. 5-28a) po hranicích zrn nebo v krystalografických rovinách, než došlo ke kritickému lomovému napětí. Překročením lomového napětí mělo za příčinu vznik štěpného lomu (obr. 5-28b) pod úhlem 45° vůči ose vzorku.



Obr. 5-28 Lomová plocha tahového vzorku

Dřík tahové vzorku byl podroben analýze pomocí μ CT. Rozměr měřené části byl o průměru 6 mm, délce 8 mm a pro analýzu bylo použito rozlišení voxelu 5 μ m. Na obr. 5-29 je patrné, že porozita se nachází v celém objemu analyzované části. Největší četnost objemu pórů je v rozsahu (1–7) μm^3 a dále trend objemu velikosti pórů klesá. Z obrázku je dále patrné, že v objemu se nachází i větší dutiny. Vznik těchto dutin byl popsán v kapitole 5.2. I přes četný rozsah pórů v objemu vychází relativní hustota u analyzovaného dílu 99,8 %



Obr. 5-29 Distribuční rozložení porozity dříku tahového vzorku

6. DISKUZE

V diplomové práci byl kladen důraz především na podrobné porozumění procesům probíhajících při procesu výroby této slitiny. Na základě toho byly objasněny jevy jako tvorba dutin spojená s přivedením nízké objemové energie nebo tvorba metalurgických pórů související s vysokou objemovou energií. Po dosažení vysoké relativní hustoty lze tuto slitinu ve srovnání s ostatními slitinami hliníku využít především pro díly pracující při dynamickém zatížení. Potenciál slitiny je především v použití pro letecký a vesmírný průmysl, kde je požadavek na co nejlepší poměr tuhosti k hmotnosti. Za dosažené mechanické vlastnosti odpovídá i cena za prášek, která je 200 €/1 kg, což je přibližně 4krát více než za prášek materiálu AlSi10Mg.

V odborném článku od *Jagle et al.* odladili pro slitinu Scalmalloy® procesní parametry na výrobním zařízení EOS M270. Byl použit výkon laseru 200 W, skenovací rychlost 300 mm/s, šrafovací vzdálenost 100 µm a tloušťka vrstvy 30 µm. S těmito parametry vstupuje do procesu tavení objemová energie 220 J/mm³. Pro zjištěnou objemovou energii byly ze vztahu (2-1) určeny procesní parametry pro výrobní zařízení SLM 280^{HL}. Výkon laseru byl nastaven na 400 W, tloušťka vrstvy byla použita 60 µm na základě distribuční analýzy. Skenovací rychlost a šrafovací vzdálenost byla shodná. Použité procesní parametry se ukázaly jako zcela nevhodné. Důvodem bylo to, že docházelo k neustálému přetavování vytvořených vrstev za vzniku velkých metalurgických pórů. Z tohoto důvodu bylo přistoupeno k vlastnímu odladění procesních parametrů pro dané výrobní zařízení.

Použitím větší šrafovací vzdálenosti, jak uvedli *Spierings et al.*, bylo vypořádáno zlepšení relativní hustoty pouze v oblasti nižších skenovacích rychlostí, kde objemová energie byla výrazně nižší než kolik uváděli *Jagle et al.*. Pro další testy bylo využito parametru šrafovací vzdálenosti 100 µm a jako perspektivní oblast byla zvolena oblast vyšších skenovacích rychlostí. Při použití 60 µm nanášené vrstvy prášku je potřeba minimální výkon laseru 250 W v oblasti skenovací rychlosti (400–500) mm/s při použité šrafovací vzdálenosti 120 µm. S použitím těchto parametrů je stavba realizována rychlostí stavby maximálně 9 cm³/hod. Z ekonomického hlediska byla zvolena skenovací rychlost 900 mm/s. Požadavek na minimální výkon laseru stoupl na 325 W při použité šrafovací vzdálenosti 100 µm. Použitím těchto parametrů je stavba realizována rychlostí stavby (20–23,5) cm³/hod, což je více než dvojnásobné zrychlení výroby dílu.

Tab. 6-1 Experimentálně zjištěné procesní parametry pro tisk Scalmalloy®

Vnitřní šrafování				Obvodová kontura		Spojovací kontura	
P _L [W]	v _s [mm/s]	Δy _H [µm]	Skenovací strategie	P _L [W]	v _s [mm/s]	P _L [W]	v _s [mm/s]
375	900	100	Stripe	350	200	350	400

Po nalezení optimálních procesních parametrů objemu vzorku se práce dále soustředila na nalezení parametrů pro obvodovou konturu součástí. Jak se ukázalo, správná volba parametrů měla i významný vliv na dosažení lepších výsledků drsnosti povrchu boční stěny vzorku. *Guan et al.* ve svém výzkumu prokazatelně dokázali, že lepšího výsledku drsnosti povrchu lze docílit nižší nanášenou vrstvou prášku. Tento fakt nebyl ověřen z důvodu distribučního rozložení částic v dodaném prášku. I kdyby bylo možné použití nižší nanášené vrstvy, znamenalo by to poloviční rychlost stavby. Na základě toho byl zvolen experimentální přístup k naladění především správné kombinace výkonu laseru a skenovací rychlosti. Z těchto experimentů vyplynulo, že pro dosažení lepší kvality povrchu je potřeba do kontury přivést vyšší objemovou energii. Důvodem je vysoká odrazivost hliníkových prášků a oxidace během výroby, která brání difuzi při procesu tavení. Tato skutečnost neplatí pro objem vzorku, odkud odvod tepla není tak velký, a proto není potřeba přivedení tak vysoké objemové energie. Při skenování vnitřního šrafování a až po sléze kontury se předpokládalo, že dochází k vyšší kumulaci tepla ve vzorku. Následkem by bylo, že dojde k natavení částic okolního prášku na boční stěnu. Tato domněnka byla vyvrácena.

Nejen procesní parametry mají vliv na výslednou podpovrchovou porozitu, ale i použitá skenovací strategie. Z řešeršní analýzy vyplynulo, že pro odladění procesních parametrů bylo použito strategie *Stripes*. Na základě odladění procesních parametrů bylo s touto strategií dosaženo vysoké relativní hustoty. Na objemových vzorcích byla dále zkoušena i strategie *Chessboard*. Strategie se používá především pro tisk větších dílů, kdy dochází vlivem postupného skenování polí k lepšímu teplotnímu rozložení vstupující energie. Pro výrobu testovacích vzorků byly použity shodné procesní parametry jako u strategie *Stripes*. U strategie *Chessboard* došlo k poklesu relativní hustoty přibližně o 1 %, za vzniku větších metalurgických pórů. Z důvodu snížení relativní hustoty nebyla diplomové práce soustředěna na korekci parametrů pro odladění strategie *Chessboard*.

Jelikož má být Scalmalloy® snadno zpracovatelná slitina pomocí technologie SLM, nachází se v neustálém vývoji podílu legujících prvků. V současné době firma APWorks změnila obsah legur ve slitině z původního složení AlMg2,9Sc1,11Zr0,42Mn0,18 na AlMg4,5Sc0,7Zr0,3. Po komunikaci s technicko-obchodním zástupcem Danielem Schneidrem nebylo zcela objasněno, proč došlo ke změně. Je možné, že složení bylo změněno na základě nadměrné tvorby spálených částic při procesu tavení. S nadměrnou tvorbou spálených částic souvisí i tvorba dutin. Tento jev byl vyzorován během testu opakovatelnosti. Důvodem je ulpívání těchto částic na naskenované vrstvě a při dalším nanesení vrstvy prášku jsou při procesu skenování do vrstvy zataveny. Tvorby těchto dutin způsobené přilnutými částicemi na naskenované vrstvě si všimli *Anwar et al.* při zpracování slitiny AlSi10Mg na zařízení SLM 280^{HL}. Ve své práci určili, že při skenování vzorků vzdálenějších od vstupu inertní atmosféry na platformu dochází k turbulentnímu proudění. Vlivem toho nedochází k odnesení spálených částic z místa tavení, ale k jejich ulpívání na naskenované ploše [39].

Experimentem, u něhož byla sledována kvalita povrchu, byla získána bez procesu dalšího zpracování drsnost povrchu ($R_a = 6,5 \mu\text{m}$). Dosažená drsnost povrchu je lepší, než kterou uvádí firma APWorks ($R_a = 10 \mu\text{m}$) ve svém *Datasheetu*. Další možností pro docílení lepší drsnosti bylo použití *Postprocessingu* konkrétně tryskáním korundem. Tento proces je vhodný v případě, kdy dochází k natavení částic okolního prášku na boční stěnu vzorku. Použitím byla získána lepší drsnost povrchu až o 22 %.

Mechanické vlastnosti byly srovnány s výsledky, které dosáhli *Spierings et al.* u precipitačně nevytvrzených vzorků. Výsledky tahové zkoušky byly následující: mez kluzu $R_e = 309 \text{ MPa}$, mez pevnosti $R_m = 340 \text{ MPa}$ a tvrdost 131 HV bez tepelného zpracování. V odborném článku uvedli následující mechanické vlastnosti: $R_e = 280 \text{ MPa}$, $R_m = 400 \text{ MPa}$ a tvrdosti 105 HV pro tepelně nezpracované vzorky. Tepelným zpracováním byly získány výrazně lepší mechanické vlastnosti a to konkrétně $R_e = 450 \text{ MPa}$, $R_m = 490 \text{ MPa}$ a tvrdosti 177 HV.

V této práci byl navržen postup tepelného zpracování (kapitola 4.2.6), který vycházel z binárního diagramu sestaveným kolektivem autorů *Spierings et al.*. Teplota a výdrž na teplotě rozpouštěcího žíhání byl použit pro hliníkovou slitinu 7075. Podle navrženého postupu byly SLM vzorky tepelně zpracovány. Výsledky z tahové zkoušky nejsou v této práci zahrnuty. Důvodem je, že vzorky byly nevhodně obrobena a nová výroba tahových vzorků nebyla možná, jelikož byl spotřebován veškerý nový prášek. Použitý prášek je možné recyklovat, ale je potřeba analyzovat vliv recyklovaného prášku na vlastnosti vyrobeného dílu.

7. ZÁVĚR

7

Diplomová práce se zabývala zpracováním hliníkové slitiny Scalmalloy® (AlMg2,9Sc1,11Zr0,42Mn0,18) technologií SLM. Zaměřením práce bylo především experimentální získání vhodných procesních parametrů na výrobním zařízení SLM 280^{HL}. Hlavním cílem bylo nalezení procesních parametrů pro dosažení relativní hustoty více než 99 %. Jedním z dílčích cílů bylo popsat vlivy na výslednou relativní hustotu vyrobeného dílu a s tím úzce souvisí i dosažené mechanické vlastnosti. Dalším dílčím cílem bylo srovnání doposud zpracovaných slitin hliníku technologií SLM.

Diplomovou práci bylo potvrzeno, že uvedené testovací složení hliníkové slitiny je zpracovatelné technologií SLM. Dosažená relativní hustota byla téměř 99,8 %. Tento výsledek byl potvrzen pomocí analýzy μ CT. Procesní parametry byly odladěny při použití 60 μ m tloušťky vrstvy. Při použití těchto parametrů byla docílená rychlost stavby až 22 cm³/hod. Porozita nebyla zcela eliminována, i přes to byla u testovaných tahových vzorků mez kluzu vysoká. Změřená porozita ovlivnila mechanismus porušení tahového vzorku. K nukleaci trhlin u tahového vzorku došlo především kvůli zvýšené četnosti porozity. Tato porozita se převážně projevila ve snížené mezi pevnosti, za vzniku křehkého lomu. I přes to, že byl indikován křehký lom byla dosažena poměrně vysoká tažnost. Práce se dále zabývala optimalizací procesních parametrů pro docílení nižší drsnosti povrchu na boční stěně. Byly nalezeny procesní parametry, které vedly k nižší drsnosti povrchu, než kterou dosáhla firma APWorks.

Hlavní cíl i všechny dílčí cíle práce byly splněny v plném rozsahu. Veškeré množství získaného prášku (5,5 kg) bylo využito pro odladění procesních parametrů a vyhotovení vzorku pro test mechanických vlastností. Zbylé množství (4 kg) bylo po stavbách označeno jako použité, což otvírá možnost pro analýzu vlivu recyklace na získání shodných vlastností jako u nového prášku. Výzkum by bylo vhodné do budoucna doplnit o studium mikrostruktury u tepelně zpracovaného stavu, vůči stavu po výrobě. Bez těchto znalostí nelze jednoznačně určit, zdali s navrženým postupem tepelného zpracování došlo k vyloučení precipitátů z hranic zrn za účelem dosažení vyšších mechanických vlastností.

8. SEZNAM OBRÁZKŮ A GRAFŮ

Obr. 1-1 Ukázka komplexního tvaru vyrobeného aditivní cestou ze slitiny Scalmalloy® [1].....	13
Obr. 2-1 Princip technologie SLM [5].....	15
Obr. 2-2 Optický snímek vyhotovené vrstvy (vlevo) [7], postup skenování (vpravo) [5]	16
Obr. 2-3 Skenovací strategie pro výrobu SLM modelů [9].....	17
Obr. 2-4 Shluk pórů na hranicích návarů [9].....	17
Obr. 2-5 Teplotní jevy při procesu SLM [10].....	18
Obr. 2-6 Procesní parametry technologie SLM [12]	19
Obr. 2-7 Tvar tavné lázně závislý na distribuci velikosti částic [14]	20
Obr. 2-8 Tvorba ballingu v závislosti na skenovací rychlosti [13]	20
Obr. 2-9 Obsah kyslíku v inertní atmosféře a) 0,1 %, b) 10 % [15].....	21
Obr. 2-10 Závislost drsnosti povrchu na úhlu naklonění (vlevo) [18], schodovitý efekt (vpravo) [5].....	21
Obr. 2-11 SEM snímky vzorků bez remeltingu a s remeltingem [18].....	22
Obr. 2-12 Závislost hustoty vyrobeného dílu na skenovací rychlosti a výkonu laseru [19]	22
Obr. 2-13 Závislost teploty vysoušení na porozitu u SLM dílu [20].....	23
Obr. 2-14 Závislost metalurgických pórů na změně skenovací rychlosti [21]	24
Obr. 2-15 Ukázka keyhole póru [23].....	24
Obr. 2-16 Princip atomizace taveniny plynem [25].....	25
Obr. 2-17 Bionická nosná konstrukce trupu letadla Airbusu A320 [27].....	26
Obr. 2-18 Fázový diagram [28]	26
Obr. 2-19 a) částice prášku s obsahem precipitátů, b) typy precipitátů [30].....	27
Obr. 2-20 Závislost relativní hustoty na objemové energii a šrafovací vzdálenosti [31]	28
Obr. 2-21 Matice parametrů zkoumající hustotu výstavy [32].....	28
Obr. 2-22 Mikrostruktura příčně rozříznutého vzorku [33].....	29
Obr. 2-23 a) Formace legur na hranicích zrn, b) koncentrace Mg, c) Sc a d) Zr [33]	29
Obr. 2-24 Rozdělení hliníkových slitin [34].....	30
Obr. 2-25 a) SEM snímek s obsaženými precipitáty, b) c) 3 typy precipitátů [30]...31	
Obr. 2-26 Mikrotvrdost podle Vickerse HV0,3 [32]	31
Obr. 2-27 Směr stavby vůči platformě [32].....	32
Obr. 2-28 Mechanické vlastnosti nevytvrzených tahových vzorků [31].....	32
Obr. 2-29 Výsledek tahové zkoušky u vzorků orientovaných 0 ° (vlevo) a 90 ° (vpravo) [32].....	33
Obr. 2-30 Podélný průřez vzorku (vlevo) s vyznačenou podpovrchovou vadou (vpravo) [32].....	34
Obr. 2-31 Deformačně napět'ové křivky [32]	34
Obr. 2-32 Cyklické zatěžování Scalmalloy® (kt = 1, R = 0,1) [29]	35
Obr. 2-33 Mikrostruktura lomové plochy [21]	35
Obr. 3-1 Závislost smluvní meze kluzu na tažnosti zpracovaných slitin hliníku	37
Obr. 3-2 Závislost relativní hustoty na skenovací rychlosti při výkonu laseru 250 W [21]	38
Obr. 4-1 Prášek Scalmalloy®	41

Obr. 4-2 Umístění objemových vzorků na platformě	42
Obr. 4-3 Strategie skenování objemových vzorků.....	43
Obr. 4-4 a) přístroj LECO PR - 4X vlevo, b) zalisované objemové vzorky.....	43
Obr. 4-5 Vyhodnocení porosity v ImageJ - FIJI	44
Obr. 4-6 Princip optické interferometrie [36]	44
Obr. 4-7 Výkres vzorku pro tahovou zkoušku.....	45
Obr. 4-8 Zařízení ZWICK Z250 a zkoušený tahový vzorek	45
Obr. 4-9 Navržený postup pro tepelné zpracování – částečně převzato [33]	46
Obr. 4-10 Hlavní čisti výrobního zařízení SLM 280 ^{HL} [1].....	47
Obr. 4-11 Hlavní prvky stavěcí komory [38].....	48
Obr. 5-1 Distribuce velikosti částic materiálu Scalmalloy®	49
Obr. 5-2 Návrh procesní mapy a vytištěné objemové vzorky – stavba 01	50
Obr. 5-3 Povrchové defekty na objemových vzorcích.....	51
Obr. 5-4 Závislost relativní hustoty na objemové energii při $\Delta y_H = 0,1$ mm	51
Obr. 5-5 Závislost relativní hustoty na skenovací rychlosti při $\Delta y_H = 100$ μ m.....	52
Obr. 5-6 Změna typu a velikosti porozity v závislosti na skenovací rychlosti	52
Obr. 5-7 Závislost relativní hustoty na skenovací rychlosti $\Delta y_H = 120; 140$ a 160 μ m	53
Obr. 5-8 Vývoj relativní hustoty v závislosti na skenovací rychlosti - stavba 04	54
Obr. 5-9 Vliv nanášení v jednom směru na spálené částice	55
Obr. 5-10 Umístění vzorků na platformě v závislosti na porositě – stavba 05.....	55
Obr. 5-11 Uplývání částic na povrchu	56
Obr. 5-12 Závislost porosity na vzdálenosti od vstupu inertní atmosféry	56
Obr. 5-13 Kontrola opakovatelnosti v závislosti umístění vzorků na platformě - stavba 06	57
Obr. 5-14 Distribuce rozložení metalurgických pórů	58
Obr. 5-15 Vliv skenovací strategie na relativní hustotu dílu	58
Obr. 5-16 Určení šířky a výšky návaru na naleptaném vzorku s orientací návarů v ose x	59
Obr. 5-17 Mikrostruktura vzorku se změnou směru skenování ve vrstvách	59
Obr. 5-18 Mikrostruktura vzorku s rozšířenými parametry pro konturu	60
Obr. 5-19 Použití Gaussova regresního filtru	61
Obr. 5-20 Vliv tryskání korundem na drsnost povrchu	61
Obr. 5-21 Rozložení tenkostěnných vzorků na platformě	62
Obr. 5-22 Závislost drsnosti povrchu na skenovací rychlosti.....	63
Obr. 5-23 Závislost drsnosti povrchu na skenovací rychlosti - menší výkony laseru	63
Obr. 5-24 Analýza drsnosti povrchu	63
Obr. 5-26 Závislost tvrdosti na skenovací rychlosti – stavba 04	64
Obr. 5-27 Srovnání dosažené tvrdosti s tvrdostí z rešeršní části	65
Obr. 5-28 Graf tahové zkoušky SLM vzorku	66
Obr. 5-29 Lomová plocha tahového vzorku	66
Obr. 5-30 Distribuční rozložení porozity dřívku tahového vzorku.....	67

9. SEZNAM TABULEK**9**

Tab. 2-1 Objemový podíl prvků v defektech dílů [20]	23
Tab. 2-2 Hmotnostní podíl prvků ve Scalmalloy® [32]	27
Tab. 2-3 Srovnání mechanických vlastností vzorků postavených při 0 ° - precipitačně vytvrzených	33
Tab. 2-4 Srovnání mechanických vlastností vzorků postavených při 90 ° - precipitačně vytvrzených	33
Tab. 3-1 Minimální garantované mechanické vlastnosti Scalmalloy® ve srovnání s AlSi10Mg [1]	38
Tab. 4-1 Hmotnostní podíl prvků ve Scalmalloy® (AlMg2,9Sc1,11Zr0,42Mn0,18) ..	41
Tab. 4-2 Základní parametry výrobního zařízení SLM 280 ^{HL} [1]	47
Tab. 5-1 Charakteristické parametry prášku Scalmalloy®	49
Tab. 5-2 Optimální procesní parametry - EOS M270	50
Tab. 5-3 Procesní parametry pro objemové vzorky – stavba 04	54
Tab. 5-4 Převod tvrdosti dle normy ČSN EN ISO 18265	64
Tab. 5-5 Výsledky tahové zkoušky SLM vzorků	65
Tab. 6-1 Experimentálně zjištěné procesní parametry pro tisk Scalmalloy®	69

10. SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

10

CAD		- Computer Aided Design
<i>E</i>		- Elongation (tažnost)
<i>EIGA</i>		- Electrode Induction melting and Gas Atomization
<i>HIP</i>		- Hot Isostatic Pressure (izostatické lisování za tepla)
HB		- Hardness Brinell
HRC		- Hardness Rockwell B
HV		- Hardness Vickers
ISO		- International Organization for Standardization
PC		- Personal Computer
<i>PIGA</i>		- Plasma melting and Induction guiding Gas Atomization
RP		- Rapid Prototyping
RH		- Relativní hustota
<i>SLM</i>		- Selective Laser Melting
STL		- Standard Tessellation Language
<i>UTS</i>		- Ultimate Tensile Strength (mez pevnosti v tahu)
<i>VIGA</i>		- Vacuum induction melting and Inert Gas Atomization
<i>YLR</i>		- Ytterbium Fiber Laser
YS		- Yield Strength (výrazná mez kluzu)
μCT		- Micro Computed Tomography
P_L	[W]	- výkon laseru
v_s	[mm·s ⁻¹]	- skenovací rychlost
E_v	[J·mm ⁻³]	- objemová hustota energie
Δy_H	[mm]	- šrafovací vzdálenost
t_L	[mm]	- tloušťka vrstvy prášku
d_{10}	[μm]	- mezní velikost částic pro 10 obj. % nejmenších částic
d_{50}	[μm]	- mezní velikost částic pro 50 obj. % nejmenších částic
d_{90}	[μm]	- mezní velikost částic pro 90 obj. % nejmenších částic
R_a	[μm]	- střední aritmetická úchylka profilu
d_B	[μm]	- průměr paprsku laseru
σ_c	[MPa]	- mez únavy
E	[GPa]	- Youngův modul pružnosti
$R_{p0,2}$	[MPa]	- smluvní mez kluzu
R_m	[MPa]	- mez pevnosti
R_B	[MPa]	- mez pružnosti
A	[%]	- tažnost
Z	[%]	- kontrakce (zúžení)

11. SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] Serial Production of Scalmalloy®. *APWorks* [online]. 2017 [cit. 2017-05-08]. Dostupné z: <http://www.apworks.de/en/metallic-3d-printing/design/>
- [2] Products of SLM Solutions Group. *SLM Solutions* [online]. 2014 [cit. 2016-01-08]. Dostupné z: http://www.stage.slm-solutions.com/index.php?slm-280_en
- [3] PHAM, D., DIMOV, S. *Rapid manufacturing: the technologies and applications of rapid prototyping and rapid tooling*. New York: Springer, 2001. ISBN 185233360X.
- [4] YADROISTEV, Igor. *Selective Laser Melting: direct manufacturing of 3D - objects by Selective Laser Melting of metal powders*. Saarbrücken: LAP Lambert, 2009, iv, 266 s. ISBN 978-3-8383-1794-6.
- [5] SCHMIDT, V., BELEGRATIS, M. R. *Laser Technology in Biomimetics: Basics and Applications*. New York: Springer, 2013. ISBN 978-3-642-41340-7.
- [6] Inside Metal Additive Manufacturing. *Scanning patterns in SLM* [online]. 2015 [cit. 2016-01-10]. Dostupné z: <http://www.insidemetaladditivemanufacturing.com/blog/-scanning-patterns-in-slm>
- [7] M. Khan and P. M. Dickens. *Sffsymposium*. [online]. 1.8.2008 [cit. 2016-01-10]. Dostupné z: <http://sffsymposium.engr.utexas.edu/Manuscripts/2008/2008-25-Khan.pdf>
- [8] YADROITSAVA, I., YADROITSEV, I. Evaluation of residual stress in Selective Laser Melting of 316L steel In: *1st International Conference on Progress in Additive Manufacturing*, Nanyang, Singapore, 26-28 May, 2014, ISBN: 978-981-09-0446-3 DOI: dx.doi.org/10.3850/978-981-09-0446-3_038
- [9] THIJS, Lore, Karolien KEMPEN, Jean-Pierre KRUTH a Jan VAN HUMBEECK. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia* [online]. 2013, Vol. 61, issue 5, s. 1809-1819 [cit. 2016-01-10]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645412008592>
- [10] Yuan, P., and Gu, D. Molten pool behaviour and its physical mechanism during selective laser melting of TiC/AlSi10Mg nanocomposites. *Melt Pool Evolution Study in Selective Laser Melting* [online]. 2015 [cit. 2016-01-10]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/273186399_Molten_pool_behaviour_and_its_physical_mechanism_during_selective_laser_melting_of_TiCAlSi10Mg_nanocomposites_Simulation_and_experiments
- [11] Inside Metal Additive Manufacturing. Fundamentals of selective beam melting: melting [online]. 2015 [cit. 2016-01-10]. Dostupné z: <http://www.insidemetaladditivemanufacturing.com/blog/fundamentals-of-selective-beam-melting-melting>
- [12] ABOULKHAIR, T. N., N. M. EVERITT, I. ASCHROFT, CH. TRUCK. *Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by SLM*: [online]. 2014, s. 77-86 [cit. 2016-01-19]. DOI: 10.1016. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/264981022_Reducing_Porosity_in_AlSi10Mg_Parts_Processed_by_Selective_Laser_Melting
- [13] KHAN, M., et al. Numerical Simulation of Melt pool Instability in the Selective Laser Melting (SLM) Process. *Lasers in Engineering* [online]. 2014, s. 28. [cit.

- 2016-01-22]. Dostupné z: [https://www.researchgate.net/profile/Nadeem_Sheikh5/publication/265794173_Numerical_Simulation_of_Meltpool_Instability_in_the_Selective_Laser_Melting_\(SLM\)_Process/links/541c09e20cf241a65a0bacfc.pdf](https://www.researchgate.net/profile/Nadeem_Sheikh5/publication/265794173_Numerical_Simulation_of_Meltpool_Instability_in_the_Selective_Laser_Melting_(SLM)_Process/links/541c09e20cf241a65a0bacfc.pdf)
- [14] LEE, Y. S. a W. ZHANG. Mesoscopic Simulation of Heat Transfer and Fluid Flow in Laser Powder Bed Additive Manufacturing [online]. 2015, s. 1154–1165. Dostupné z: <http://sffsymposium.engr.utexas.edu/sites/default/files/2015/2015-94-Lee.pdf>
- [15] LI, Ruidi, Jinhui LIU, Yusheng SHI, Li WANG a Wei JIANG. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during SLM process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2012, Vol. 59, 9-12, s. 1025-1035. ISSN 0268-3768.
- [16] GUAN, K., WANG, Z., GAO, M. et al.. Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel. *Materials & Design* [online]. 2013, 50, 581-586 [cit. 2017-05-09]. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.03.056. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306913002562>
- [17] STRANO, G., HAO, L., EVERSON, M. R. et al. Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2013, **213**(4), 589-597 [cit. 2017-05-09]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.11.011. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013612003366>
- [18] YASA, E. a J-P. KRUTH. Microstructural investigation of SLM 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. *Procedia Engineering* [online]. 2011, vol. 19, s. 389-395 [cit. 2016-01-22]. DOI: 10.1016/j.proeng.2011.11.130. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705811029390>
- [19] Building the Future. *Lawrence Livermore National Laboratory* [online]. 2015 [cit. 2016-01-21]. Dostupné z: <https://str.llnl.gov/january-2015/king>
- [20] WEINGARTEN, Ch., BUCHBINDER, D., PIRCH, N. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2015, 221, 112-120 [cit. 2017-05-06]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.02.013. ISSN 09240136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013615000564>
- [21] BUCHBINDER, D. and MEINERS, W. *Generative Fertigung von Aluminiumbauteilen für die Serienproduktio*. 2010.
- [22] COURTOIS, M. et. al. Keyhole Formation During Spot Laser Welding: Heat and Fluid Flow Modeling in a 2D Axisymmetric Configuration. *COMSOL Conference* [online]. 2012, č. 2, s. 1–6. Dostupné z: https://www.comsol.com/paper/download/151897/courtois_paper.pdf
- [23] GONG, Haijun, Daniel CHRISTIANSEN, Jack BEUTH a John J LEWANDOWSKI. Melt Pool Characterization for Selective Laser Melting of Ti-6Al-4V Pre-alloyed Powder [online]. 2014, s. 256–267 [cit. 2016-02-13]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/280114580_Melt_Pool_Characterization_for_Selective_Laser_Melting_of_Ti-6Al-4V_Pre-alloyed_Powder

- [24] Methods of Powder Production. *LPW TECHNOLOGY* [online]. 2016 [cit. 2016-03-05]. Dostupné z: <http://www.lpwtechnology.com/technical-library/technical-information/methods-of-powder-production/>
- [25] SKOTNICOVÁ, K. *Prášková metalurgie: studijní opory: učební text, scénáře, testy*. Vyd. 1. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2013. ISBN 978-80-248-3378-1. Powder Production. *Lpwtechnology.com* [online]. 2015 [cit. 2016-01-12]. Dostupné z: http://katedry.fmmi.vsb.cz/Modin_Animace/Opory/03_Materialové_inženýrství/06_Praskova_metalurgie/Skotnicova_Praskova_metalurgie.pdf
- [26] Breakthrough for future Airbus A320. *Airbus Group* [online]. [cit. 2016-04-19]. Dostupné z: <http://www.airbusgroup.com/int/en/story-overview/Pioneering-bionic-3D-printing.html>
- [27] OVSYANNIKOV, B. V. Influence of Scandium Content, Additional Alloying Elements and Strain Parameters on Properties of AlMgSc System Alloy Products [online]. 2010, č. 1, s. 3–8 [cit. 2016-04-14]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/286077761_Influence_of_Scandium_Content_Additional_Alloying_Elements_and_Strain_Parameters_on_Properties_of_AlMgSc_System_Alloy_Products
- [28] RÖYSET, J. Scandium in Aluminium alloys overview: Physical Metallurgy, Properties and applications. *Metallurgical Science and Technology* [online]. 2007, roč. 25, č. 2, s. 11 – 21 [cit. 2016-04-14]. Dostupné z: <http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.609.479&rep=rep1&type=pdf>
- [29] PALM, F., SCHMIDTKE, K. Exceptional grain refinement in directly built up Sc-modified Al-alloys is promising a quantum leap in ultimate light weight design. In: *Trends in Welding Research: Proceedings of the 9th International Conference*. B.m.: Asm International, 2013, s. 108–116. ISBN 978-16-270-8998-2
- [30] JÄGLE, E. et. al. Precipitation Reactions in Age-Hardenable Alloys During Laser Additive Manufacturing. *Jom* [online]. 2016, roč. 68, č. 3, s. 1–7 [cit. 2016-04-14]. DOI: 10.1007/s11837-015-1764-2
- [31] SPIERINGS, A. B., DAWSON, K., VOEGTLIN, K., PALM, F. Microstructure and mechanical properties of as-processed scandium-modified aluminium using selective laser melting. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* [online]. 2016, 65(1), 213–216 [cit. 2016-11-09]. DOI: 10.1016/j.cirp.2016.04.057. ISSN 00078506. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S000785061630057>
- [32] SCHMIDTKE, K. et. al. Process and mechanical properties: Applicability of a scandium modified Al-alloy for laser additive manufacturing. *Physics Procedia* [online]. 2011, roč. 12, č. 1, s. 370–374. DOI: 10.1016/j.phpro.2011.03.047.
- [33] SPIERINGS, A.B., K. DAWSON, T. HEELING, P.J. UGGOWITZER, R. SCHÄUBLIN, F. PALM a K. WEGENER. Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al-Mg alloys processed by selective laser melting. *Materials & Design* [online]. 2017, 115, 52–63 [cit. 2017-05-05]. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.11.040. ISSN 02641275. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0264127516314277>
- [34] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu*. 2. vyd. B.m.: Brno: CERM, 2003 [cit. 2016-04-14]. ISBN 80-7204-283-1.

- [35] SCHMIDTKE, K. et. al. Laser Additive Manufacturing of ScalmalloyRP®: Fracture and Fatigue Behaviour. In: *EUCOMAS* [online]. 2012, s. 11 [cit. 2016-04-14]. Dostupné z: http://www.icfweb.org/docs/documents/ijsi/IJSI2012_Bookletc.pdf
- [36] ŠPERKA, Petr. *Měření topografie povrchu interferometrickými metodami*. [online] Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. Dostupné z: http://dokumenty.uk.fme.vutbr.cz/vyuka/Bezkontaktni_3d_mereni_povrchu.pdf
- [37] MONTERO SISTIAGA, M. L., MERTENS, R., VRANCKEN, B. et al.. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2016, 238, 437-445 [cit. 2017-05-13]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003. ISSN 09240136. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013616302722>
- [38] DOKOUPIL, F. *Zpracování slitiny 2618 pomocí technologie selective laser melting*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2015. 123 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. David Paloušek, Ph.D..
- [39] ANWAR, B. A., PHAM, Q. (2016). Effect Of Inert Gas Flow Velocity And Unidirectional Scanning On The Formation And Accumulation Of Spattered Powder During Selective Laser Melting. *Proceedings of the 2nd International Conference on Progress in Additive Manufacturing* [online]. 2016, 531-536 [cit. 2017-05-06]. ISSN 2424-8967. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/10220/41780>

12. SEZNAM PŘÍLOH**12**

Příloha 13-1	Návrh číslování vzorků.....	87
Příloha 13-2	Distribuce rozložení částic prášku Scalmalloy - L1	88
Příloha 13-3	Distribuce částic prášku Scalmalloy - L2	89
Příloha 13-4	Procesní parametry AlSc_F1_B_01	90
Příloha 13-5	Procesní parametry AlSc_F1_B_02	91
Příloha 13-6	Procesní parametry AlSc_F1_B_03	92
Příloha 13-7	Procesní parametry AlSc_F1_B_04	93
Příloha 13-8	Mikrostruktura leptaného vzorku	93
Příloha 13-9	Výrobní výkres tahového vzorku dle DIN 50125-B	94
Příloha 13-10	Protokol tahové zkoušky	95
Příloha 13-11	μCT tahového vzorku	96
Příloha 13-12	μCT tahové vzorku - řezy	96
Příloha 13-13	Postup tepelného zpracování	97
Příloha 13-14	Processing of Al-Sc aluminium alloy using SLM technology	